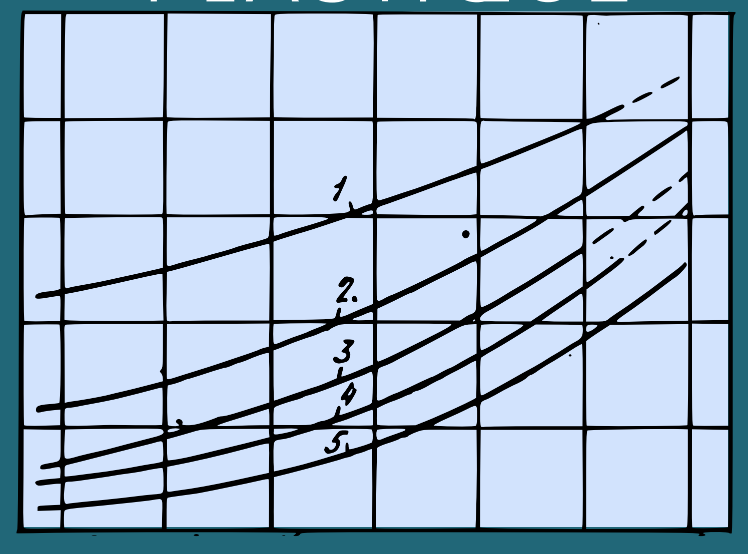
P. Poloukhine, G. Goune,
A. Galkine

RÉSISTANCE DES MÉTAUX ET DES ALLIAGES À LA DÉFORMATION PLASTIQUE



Éditions Mir Moscou

П. И. ПОЛУХИН
Г. Я. ГУН
А. М. ГАЛКИН

СОПРОТИВЛЕНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Издательство «Металлургия»
Москва

Resistance des métaux et des alliages à la déformation plastique

P. POLOUKHINE

G. GOUNE

A. GALKINE

Editions Mir • Moscou

Traduit du russe
par V. VINNIK

На французском языке

Table des matières

Avant-propos

La résolution des problèmes théoriques et pratiques du travail des métaux par déformation exige de données expérimentales sûres concernant la résistance à la déformation et la plasticité des métaux et des alliages dans une large gamme de variation de températures et de vitesses de déformation. Selon Goubkine S. [7] la résistance à la déformation représente l'intensité des contraintes suffisante pour produire une déformation plastique du matériau à des conditions de déformation données.

Vu que la résistance à la déformation figure en tant que cofacteur dans les formules analytiques de calcul, la précision de la détermination de celle-ci influe considérablement sur la précision d'une méthode de calcul.

Ces dernières années on a réalisé un travail intense afin d'accumuler et de systématiser les résultats des études expérimentales sur la résistance et les caractéristiques de plasticité des métaux, des aciers et des alliages industriels dans les conditions propres aux différents procédés du travail des métaux par déformation.

Parmi les travaux de ce genre il convient de mentionner avant tout les aide-mémoire de Trétiakov A. et al. [22-24], les travaux de Sokolov L. [28-30], de Presniakov A. [51-54], de Kornéev N. [40, 50], de Zaïkov M. [36], de Zouev M. [37] et d'autres auteurs.

La plupart des données expérimentales figurant dans ces travaux constitue les caractéristiques de résistance standard ($\sigma_{éc}$, $\sigma_{0,2}$, σ_t, S_k, duretés *HB*, *HRC* et *HV*) obtenues à la base des méthodes traditionnelles des essais réalisés avec un équipement différent. Ce dernier temps on a effectué un grand nombre d'études consacrées aux essais des métaux et des alliages avec des machines d'essai perfectionnées du type de plastomètre à came [57, 69-76, 84-89, 96, 100-103, 109-120, 123-128]. Les aide-mémoire publiés précédemment ne faisaient pas mention des résultats de ces recherches.

De plus, le choix de la matière des aide-mémoire a été souvent dicté par des considérations subjectives, la technique de réalisation des essais, l'état et la composition chimique des métaux et des alliages étudiés étant également passés sous silence.

Résistance à la déformation de certains aciers selon les données

Nuance d'acier	Composition chimique							
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu
ШХ15	1,0	0,31	0,24	0,018	0,017	1,54	0,09	0,1
	1,02	0,27	0,26	0,004	0,008	1,53	0,12	0,14
	0,93	0,34	0,26	0,015	0,028	1,48	0,16	—
	0,98	0,3	0,3	Traces		1,51	0,19	Traces
P18	0,80	0,32	0,28	0,01	0,015	4,30	0,18	—
	0,72	0,28	0,23	0,009	0,023	3,90	0,19	—
	0,69	0,14	0,22	0,024	0,005	4,10	0,15	—
	0,72	0,20	0,22	0,016	0,028	3,98	0,18	—
	0,68	0,39	0,37	Traces		4,1	0,32	—
X18H9T	0,07	0,43	0,48	Traces		18,6	7,7	—
	0,09	1,09	0,46	0,016	0,033	17,0	10,4	0,27
	0,07	0,82	0,47	0,011	0,030	17,8	10,5	—
	0,11	1,07	0,8	0,012	0,024	18,2	10,3	
	0,07	1,06	0,49	0,005	0,037	18,37	9,16	—
	0,17	1,5	0,72	Traces		17,5	10,42	—

Tout cela a inévitablement pour conséquence le caractère contradictoire des données expérimentales publiées (tabl. 1), le fait noté dans d'autres ouvrages [22].

Les auteurs de cet aide-mémoire se sont fixés pour tâche de présenter les données expérimentales concernant l'influence de la température et de la vitesse de déformation sur la variation de la résistance à la déformation σ, les caractéristiques de résistance et de plasticité des métaux et des alliages industriels dans des conditions propres au travail des métaux par déformation. Une attention particulière a été prêtée aux travaux réalisés sur les plastomètres à came dans une large gamme de variation de température d'essai et de vitesse de déformation.

Ce livre donne une brève description des méthodes des essais mécaniques de courte durée, ainsi que des

Tableau 1

de différents auteurs (T_{es} = 1000°C, $\dot{\varepsilon} = 1\ s^{-1}$, $\bar{\varepsilon}$ = 0,3 ÷ 0,4)

des aciers, %				Type d'essai	Dimensions des éprouvettes, mm	σ kgf/mm²	Source bibliographique
W	Mo	Ti	V				
—	—	—	—	Compression	20×40	10,8	[39]
—	—	—	—	Traction	d=6	9,4	[84]
—	—	—	—	Compression	6×9	8,8	[32]
—	—	—	—	Idem	10×20	14,3	[29]
18,4	0,55	—	1,54	Compression	12×25	27	[21, 61]
16,8	0,4	—	1,05	Traction	d=6	23,7	[84]
19,0	—	—	1,1	Compression	6×9	15,2	[32]
18,0	0,08	—	1,32	Idem	20×24	20,5	[31]
17,8	0,17	—	1,15	Idem	10×20	33,0	[29]
—	—	—	—	Compression	12×25	19,4	[21, 61]
—	—	0,48	—	Traction	d=6	22,2	[84]
—	—	0,2	—	Compression	6×9	13,9	[32]
—	—	0,65	—	Idem	20×24	22,0	[31]
—	—	—	—	Idem	10×15	17,6	[67]
—	—	0,67	—	Idem	10×20	20,4	[29]

procédés du traitement mathématique des données expérimentales en vue de déterminer les caractéristiques mécaniques des métaux et des alliages.

Le livre contient les résultats d'un grand nombre d'études expérimentales sous forme de graphiques et de tableaux dont les résultats de départ ne demandent qu'un faible traitement.

L'Annexe contient les techniques de réalisation des travaux expérimentaux dont les résultats font partie du chapitre « Propriétés mécaniques des métaux et des alliages à des températures et vitesses de déformation différentes ».

Les auteurs seront bien reconnaissants pour toutes les remarques sur le contenu de cet ouvrage.

Symboles et notations

E — module d'élasticité normale, kgf/mm²

μ — coefficient de Poisson

ε — déformation relative, %

$\bar{\varepsilon}$ — déformation réelle (logarithmique)

E_{max}, ε_{st}, ε_{dyn} — déformation maximale admissible de compression, %

δ, ψ — allongement et contraction relatifs de l'éprouvette, %

S_k — résistance vraie à la rupture, kgf/mm²

σ — résistance à la déformation, kgf/mm²

σ_0 — résistance à la déformation dans des conditions de base, kgf/mm²

σ_t — résistance limite (résistance temporelle à la rupture), kgf/mm²

$\sigma_{éc}$ — limite d'écoulement physique, kgf/mm²

$\sigma_{0,2}$ — limite d'écoulement conventionnelle, kgf/mm²

a_{fl} — résilience à la flexion, kgf·m/cm²

τ_{max} — contrainte maximale de cisaillement, kgf/mm²

t_{tors} — résistance limite vraie de torsion, kgf/mm²
γ_{max} — cisaillement maximal par torsion, %
q_{max} — cisaillement maximal vrai par torsion
τ_{cis} — contrainte de cisaillement, kgf/mm²
n — nombre de plis à 180°
q — pression moyenne de compression, kgf/mm²
HB — dureté Brinell
$v_{d.ou}$ — vitesse de déplacement de l'outil, m/s (mm/s)
$\dot{\varepsilon}$ — vitesse de déformation, s^{-1}
T_{es} — température d'essai, °C
σ_{100} — résistance durant 100 h

Méthodes d'étude des caractéristiques de résistance et de plasticité des métaux et des alliages

1. Influence de la température et de la vitesse de déformation sur la résistance à la déformation et la plasticité des métaux et des alliages

La valeur courante de la résistance à la déformation, définie par l'influence commune des processus de durcissement et d'adoucissement, peut être représentée sous sa forme la plus générale comme suit :

$$\sigma = \sigma(T, \bar{\varepsilon}, \dot{\varepsilon}, \bar{\varepsilon}(t), x), \qquad (1)$$

où T est la température de déformation ;
$\bar{\varepsilon}$, taux de déformation ;
$\dot{\varepsilon}$, vitesse de déformation, s^{-1} ;
$\bar{\varepsilon}(t)$, loi d'évolution de la déformation dans le temps ;
x, propriétés physico-chimiques du matériau.

Après la différentiation de l'équation (1) on peut écrire l'équation de Nadai sous sa forme modifiée :

$$d\sigma = \frac{\partial\sigma}{\partial T}\,dT + \frac{\partial\sigma}{\partial\bar{\varepsilon}}\,d\bar{\varepsilon} + \frac{\partial\sigma}{\partial\dot{\varepsilon}}\,d\dot{\varepsilon} + \frac{\partial\sigma}{\partial t}\,dt + \frac{\partial\sigma}{\partial x}\,dx. \qquad (2)$$

La forme particulière de cette équation est l'équation de Maxwell :

$$\frac{d\sigma}{dt} = E\frac{d\bar{\varepsilon}}{dt} - \frac{\sigma}{\tau_0}, \qquad (3)$$

où E est le module d'élasticité du matériau,
τ_0, constante de temps de relaxation (s) dans le processus pur d'adoucissement.

En déformation plastique on peut remplacer le module d'élasticité dans la formule (3) par le module de durcissement D égal à $\frac{\partial \sigma}{\partial \bar{\varepsilon}}$. Compte tenu de la correction de Tsélikov-Persiantsev, on a alors :

$$\frac{d\sigma}{d\bar{\varepsilon}} = D - \eta(\sigma - \sigma_0), \tag{4}$$

où $\eta = \frac{A}{\dot{\varepsilon}}$; $A = \frac{1}{\tau_0}$ est la valeur caractérisant la vitesse moyennée de relaxation pour le temps τ_0 ;

σ_0, la résistance à la déformation dans les conditions « statiques ».

Certains auteurs estiment aujourd'hui que la vitesse relative conventionnelle de relaxation est une grandeur variable $\eta = \eta(T, \dot{\varepsilon})$. En supposant que la vitesse de déformation relative $\dot{\varepsilon}$ dans l'équation (4) est constante, on obtient, après l'intégration, l'équation de Tsélikov A. :

$$\sigma = \sigma_0 + \frac{D}{\eta}(1 - e^{-\eta\bar{\varepsilon}}). \tag{5}$$

L'équation (5) est utilisée pour les calculs pratique de la valeur de résistance à la déformation lorsque $\dot{\varepsilon}$ = const, à condition que les paramètres D, η et σ_0 puissent être déterminés d'une façon indirecte. Cette équation tient compte de l'influence simultanée sur la résistance à la déformation de deux facteurs : vitesse de déformation et taux de déformation.

Pour le calcul de σ, Vitman V. et Zlatine M. [83] ont proposé la formule suivante qui tient compte de la température et de la vitesse de déformation

$$\ln \frac{\sigma}{\sigma_0} = m(T - T_0) \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}, \tag{6}$$

où m et T_0 sont les constantes ;

T, la température de déformation, °K.

Chvarzbart J. [33] note que pour certains matériaux et dans les intervalles de température et de vitesse déterminés la fonction $\sigma(\bar{\varepsilon})$ présente un maximum apparent dans la zone des valeurs finies de $\bar{\varepsilon}$ ($\bar{\varepsilon} = 0{,}2 \div 0{,}5$).

L'auteur présente la fonction recherchée sous la forme suivante :

$$\sigma = \sigma_0 + D\bar{\varepsilon} \exp\left(-\frac{\bar{\varepsilon}}{\bar{\varepsilon}_x}\right), \tag{7}$$

où $\bar{\varepsilon}_x = \dfrac{\dot{\varepsilon}}{A}$ est le taux caractéristique de déformation ;

σ_0, la limite d'écoulement extrapolée.

Cette dépendance est déterminée par deux processus simultanés :

a) par le processus de durcissement obéissant à la loi :

$$d\sigma_1 = D \exp\left(-\frac{\bar{\varepsilon}}{\bar{\varepsilon}_x}\right) d\bar{\varepsilon} = \frac{\sigma-\sigma_0}{\bar{\varepsilon}}\, d\bar{\varepsilon}\,; \tag{7a}$$

b) par le processus d'adoucissement obéissant à la loi :

$$d\sigma_2 = -\frac{1}{\bar{\varepsilon}_x} D\bar{\varepsilon} \exp\left(-\frac{\bar{\varepsilon}}{\bar{\varepsilon}_x}\right) d\bar{\varepsilon} = -A(\sigma - \sigma_0)\, dt. \tag{7b}$$

La fonction proposée par l'auteur approxime bien les courbes expérimentales $\sigma - \bar{\varepsilon}$ obtenues avec un plastomètre lors des essais de certains métaux et alliages [57, 61, 67].

Les résultats des travaux récents [16, 17] ont montré que dans le cas de déformation avec adoucissement total, la structure du métal est principalement déterminée par le taux de déformation $\bar{\varepsilon}$ et par la valeur du paramètre Z :

$$Z = \dot{\varepsilon} e^{\frac{\Delta H}{RT}}, \tag{8}$$

où ΔH est l'énergie d'activation ;

R, la constante des gaz parfaits ;

T, la température absolue.

Un grand nombre de formules empiriques, déterminant l'influence commune des paramètres thermomécaniques sur la résistance à la déformation des métaux et des alliages ne conviennent que pour les conditions existant au moment d'obtention des données expérimentales. De plus, l'utilisation de ces formules dans le calcul des processus réels du travail des métaux par déformation conduit souvent aux erreurs sensibles.

En règle générale, on exprime l'influence du taux de déformation sur la valeur de résistance à la déformation sous forme de courbes de durcissement, tracées pour les différentes conditions de température et de vitesse de déformation. Goubkine S. [7] a proposé des méthodes grapho-analytiques de construction, à l'aide de deux points, d'une droite d'approximation remplaçant la courbe de durcissement en cas de déformation chaude. Une méthode analogue de construction du graphique contrainte-déformation est proposée par Smirnov-Aliaev G. [5]. Pour exprimer cette dépendance on dispose également quelques formules obtenues à la base de données expérimentales et de certains concepts théoriques, par exemple de la théorie de durcissement-repos.

On sait que l'intensité de durcissement diminue avec l'accroissement du taux de déformation et pour une valeur déterminée de $\bar{\varepsilon}$ on atteint la limite de durcissement, c'est-à-dire que la résistance à la déformation reste constante ou même diminue. Avec l'augmentation de la température et la diminution de la vitesse de déformation l'intensité de durcissement diminue elle aussi.

La dépendance $\sigma = f(\dot{\varepsilon})$ pour différentes conditions de température et de vitesse se présente généralement sous forme d'une fonction linéaire, fonction puissance, ou fonction logarithmique. Cette représentation a été faite pour la première fois par Goubkine S. et Reito et a été confirmée théoriquement et expérimentalement dans d'autres travaux [17, 25, 28] :

$$\sigma = a\dot{\varepsilon}^{n}; \qquad (9a)$$

$$\sigma = a\dot{\varepsilon};\tag{9b}$$

$$\frac{\sigma}{\sigma_0} = \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)^n;\tag{9c}$$

$$\sigma = \sigma_0 + A_1 \log \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0},\tag{9d}$$

où n est l'indice de vitesse, constant pour la température et pour un intervalle déterminé de vitesses de déformation ;

A_1, constante.

Dans l'ouvrage de Zaïkov M. [36] la relation $\sigma = a\dot{\varepsilon}^n$ a été obtenue à partir de la deuxième loi thermodynamique des cycles irreversibles. Dans ce même ouvrage a été prouvée la possibilité d'obtention de la dépendance de a résistance à la déformation en fonction de la vitesse n échelle semi-logarithmique (selon Ludvik P.) :

$$\sigma = \sigma_0 + c \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}.\tag{10}$$

Les résultats de bien des études confirment le caractère logarithmique de la dépendance en cas de déformation avec durcissement incomplet et sans durcissement.

En partant des hypothèses énoncées par Davidenkov N., Vitman F. et Stépanov V. ont déduit une formule donnant la dépendance logarithmique « double » [18] :

$$\lg \frac{\sigma}{\sigma_0} = n \log \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0},$$

où $n = \frac{D_1}{H_E}$; D_1 est le coefficient thermique de la résistance à la déformation ;

H_E, l'énergie d'activation par relaxation due au processus de repos ou d'autodiffusion.

Le caractère de l'influence de la vitesse sur la résistance à la déformation est essentiellement déterminé

par la température du processus. Dans certains ouvrages la variation de l'indice de vitesse n en fonction de la température homologique est adoptée linéaire :

$$\left.\begin{array}{ll} \text{selon Sokolov L.} & n = m\dfrac{T}{T_{\text{fus}}}; \\ \text{selon Zaïkov M.} & n = 0{,}3\dfrac{T}{T_{\text{fus}}}; \\ \text{selon Zotéev V.} & n = \alpha + \beta T, \end{array}\right\} \qquad (11)$$

et le graphique $n_1 = f(T)$ coïncide avec le graphique $n_2 = f(T)$ pour $T' = 0{,}5 \div 0{,}55$ (T' étant la température homologique).

On voit donc que l'intervalle des températures commun est décrit par deux courbes :

$$\left.\begin{array}{l} \log \sigma = n_1 \log \dot{\varepsilon} \\ \log \sigma = n_2 \log \dot{\varepsilon} \end{array}\right\}, \qquad (12)$$

et

qui se coupent pour une certaine valeur de la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$.

Alder I. et Philips N. [91] ont obtenu la même dépendance sous forme

$$\sigma = \sigma_0 \dot{\varepsilon}^{n_1}; \qquad \sigma = \sigma_0 \dot{\varepsilon}^{n_2}. \qquad (13)$$

Les points d'intersection n_1 et n_2 pour l'aluminium, le cuivre et l'acier à bas carbone ont été obtenus à $T' = 0{,}5 \div 0{,}6$.

L'élévation de la température d'essai entraîne l'augmentation de la vitesse des processus d'adoucissement et l'accroissement de l'influence de la vitesse de déformation sur σ ; aux températures dépassant T_{cr} la vitesse des processus d'adoucissement tend vers une limite finie, ce qui provoque la décroissance de la fonction de vitesse.

Les récentes données expérimentales [16, 17, 67] témoignent du caractère non linéaire de la dépendance

$n = f(T)$ pour certains métaux et alliages dans la gamme des températures de la déformation à demi-chaud et à chaud.

Pour exprimer la variation de la résistance à la déformation en fonction de la température d'essai on emploie généralement la loi exponentielle, proposée pour la première fois par Kournakov N. et confirmée ensuite par Goubkine S. [7]. Plus tard, Zaïkov M., en se basant sur les principes de la thermodynamique et de la physique statistique a obtenu théoriquement la courbe exponentielle :

$$\sigma = \sigma_0' e^{-bT}, \qquad (14)$$

où σ_0' est la résistance à la déformation extrapolée jusqu'à 0° K ;

b, le coefficient thermique.

On peut représenter la relation obtenue de la façon suivante :

$$\sigma = \sigma_{fus}\, e^{b(T_{fus} - T)}, \qquad (15)$$

où σ_{fus} est la résistance à la déformation extrapolée jusqu'à la température de fusion.

En règle générale, l'étude de la résistance à la déformation dans différentes conditions thermomécaniques a été effectuée à la vitesse de déplacement de l'outil ou à la vitesse de déformation constantes. Dans certains ouvrages on ne trouve même aucune mention sur le caractère de variation de la vitesse de déformation.

Cependant, chaque type d'usinage des métaux par déformation est caractérisé par sa propre loi d'évolution de la déformation dans le temps qui dépend du type du matériel, des dimensions d'une pièce à usiner, de la géométrie de l'outil, de la technologie et du caractère cyclique de l'opération, ainsi que de bien d'autres paramètres.

Il en résulte donc que la résistance à la déformation est non seulement fonction de la température, du taux, de la vitesse de déformation et des propriétés physico-

chimiques du métal, mais dépend également de la variation de la vitesse de déformation dans le temps.

On peut citer plusieurs méthodes de détermination de la variation de la résistance à la déformation dans le cas de la charge compliquée, faisant essentiellement appel à la détermination expérimentale de l'adoucissement du métal sous l'effet de la déformation fractionnaire et aux variations brusques de la charge [48, 85, 88, 120].

Ce sont les équations de la théorie de fluage qui permettent de mieux comprendre l'évolution de la charge appliquée lors de la détermination analytique de la résistance à la déformation.

Malgré la nature différente du fluage de longue et de courte durée (déformation instantanée), les phénomènes rhéologiques de ces processus sont semblables et peuvent être décrits par une même théorie phénoménologique de fluage.

L'équation généralisée de Rabotnov I. pour le fluage au moment $t > s$ s'écrit comme suit [41] :

$$\varphi(\varepsilon) = \sigma(t) + \int_0^t K(t - s)\, \sigma(s)\, ds. \tag{16}$$

L'analyse des théories de fluage existantes, effectuée par Pozdéev A. et al. [48], a montré que l'équation de la théorie d'hérédité décrit le plus fidèlement la conduite du métal au cours de l'usinage par déformation à chaud :

$$\sigma(t) = \varphi(\varepsilon) - \int_0^t R(t - s)\, \varphi(s)\, ds, \tag{17}$$

où $R(t - s)$ est la résolvante du noyau de relaxation $K(t - s)$ de l'équation (16).

L'équation (17) a été établie en supposant le caractère discret de la déformation ; la fonction $\varphi(\varepsilon)$ décrivant la courbe de la déformation instantanée est caractérisée par la relation :

$$\varphi(\varepsilon) = b - (b - a) \exp(-B\varepsilon), \tag{18}$$

où a, b, B sont des constantes propres au matériau en question.

Dans [48] a été pour la première fois élaborée la méthode d'utilisation des principales équations de la théorie de fluage pour le calcul des paramètres énergétiques et de force de la déformation à chaud du métal lors du forgeage et laminage.

Les caractéristiques de plasticité des métaux et des alliages dépendent également des propriétés physico-chimiques et de la structure du métal, de la température et de la vitesse de déformation (compte tenu de l'évolution de la charge), du type de l'état de contrainte, des dimensions du corps déformé et du milieu ambiant. La diversité des facteurs et leur interaction difficilement appréciable empêchent d'établir les relations quantitatives exactes déterminant d'une façon sûre la réserve de plasticité dans de différentes conditions de déformation.

L'influence sur la plasticité des facteurs tels que la déformation initiale, la vitesse de déformation, le facteur dimensionnel et le type de l'état de contrainte du métal n'est suffisamment étudiée. On dispose plus de données quant à l'influence sur la plasticité de la température d'essai.

Plusieurs auteurs et, avant tout, Goubkine S. [7], Smiriaguine A. [55], Presniakov A. [51-54], Zouev M. [37], Tchigikov J. [80], Kornéev N. et Skougorev I. [40] soulignent le caractère complexe et parfois anomal de la variation des caractéristiques de plasticité dans de différentes conditions de déformation, y compris les conditions de température et de vitesse.

Savitski E. a été le premier à proposer dans ses travaux la courbe exponentielle croissante décrivant la variation de la plasticité en fonction de la température [25] :

$$\Pi_2 = \Pi_1 e^{\alpha(T_2 - T_1)}, \qquad (19)$$

où Π_1, Π_2 sont les caractéristiques de plasticité d'une phase déterminée respectivement à la température T_1 et T_2;

α, le coefficient thermique.

Dans [25] est également utilisée la relation entre la température et les indices de plasticité caractérisant respectivement les degrés limites de déformation :

$$\lambda = \lambda_0 e^{-\zeta T}, \tag{20}$$

où λ_0 est l'indice de plasticité à $T_0 < T$;

λ, l'indice de plasticité correspondant à la température T;

ζ, le coefficient qui est constant pour la gamme de températures correspondant à la déformation incomplète à chaud.

Les données concernant l'influence de la vitesse de déformation sur la plasticité sont parfois contradictoires ; cependant, en s'appuyant sur un bon nombre de données expérimentales, on peut affirmer que l'influence de la vitesse de déformation sur la plasticité est beaucoup plus faible par rapport à l'influence de la température.

Dans le cas de travail des métaux par déformation à chaud, Kolmogorov V. à adopté la condition de déformabilité suivante [81] :

$$\psi = \int_0^t E(t-s)\, B(s)\, \frac{H(s)}{\lambda_l |k(s)|}, \tag{21}$$

où ψ est le degré d'utilisation de la réserve de plasticité ;

$E(t-s)$, le coefficient d'hérédité qui varie de 0 jusqu'à 1 et est une fonction monotone décroissante ;

$B(s)$, le coefficient tenant compte du rapport entre les processus de formation et de « guérissement » des défauts microscopiques ;

$H(s)$, l'intensité des vitesses de déformation de cisaillement.

L'une des grandeurs principales caractérisant la condition de déformation sans destruction (21) est

l'indice de plasticité limite λ_l ou, plus précisément, la dépendance de λ_l de l'indice de l'état de contrainte $\lambda_l\,|k(s)|$.

Pour déterminer le degré d'utilisation de la réserve de plasticité lors de la déformation certains auteurs [121, 122] ont utilisé les méthodes probabilistes de la statistique mathématique.

Lors de la détermination de la résistance à la déformation et des caractéristiques de plasticité des métaux et des alliages on fait aujourd'hui appel à de procédés les plus divers parmi lesquels les essais mécaniques standardisés jouent un rôle fondamental.

2. Essais mécaniques de courte durée des métaux

Les essais mécaniques de courte durée les plus répandus sont : de traction, de compression, de torsion, de flexion par choc, ainsi que certains essais technologiques. Lors de ces essais le matériau est soumis aux conditions de déformation et de destruction spécifiques permettant de révéler les particularités du métal qui ne se manifestent qu'au cours d'un essai donné.

C'est pourquoi il s'avère parfois difficile de comparer quantitativement les résultats obtenus à partir des méthodes d'essai différentes, surtout en ce qui concerne les caractéristiques de plasticité.

Jusqu'à présent on ne connaît pas une méthode d'essai universelle permettant d'apprécier simultanément la gamme de caractéristiques de plasticité du métal et le niveau de sa plasticité naturelle.

Généralement, lors de l'étude de la résistance à la déformation et d'autres caractéristiques de résistance on recourt aux essais de traction, de compression, de flexion ou de cisaillement. Pour déterminer la plasticité et la déformabilité des métaux et des alliages on pratique

les essais de torsion, de traction, de flexion par choc ainsi que les essais technologiques [14, 15].

Lors de la détermination de la résistance des couches superficielles du matériau à la déformation plastique locale, on fait un large recours à de divers essais de dureté.

Essais de traction (GOST 1497-73, GOST 9651-73 et GOST 11150-65) [1]

L'essai de traction est la méthode la plus simple et précise de détermination de la résistance à la déformation et de la plasticité des métaux et des alliages. Ses résultats sont valables pour tous les procédés du travail des métaux par déformation. Ce type d'essai permet d'obtenir le plus aisément l'état de contrainte linéaire (uniaxial) par application d'un effort de traction axial régulièrement réparti suivant la section de l'éprouvette.

En conformité avec GOST 7855-68, les essais de traction se réalisent avec des machines d'essai de rupture et universelles développant les efforts allant de 0,05 jusqu'à 200 tf. Lors des essais statiques la vitesse de déplacement de la mordache (en millimètres par minute) jusqu'à la limite d'écoulement ne dépasse pas 0,1 et au-delà de la limite d'écoulement — 0,4 de la longueur de la partie active de l'éprouvette.

Selon GOST 1497-73 les caractéristiques à déterminer lors des essais statiques de traction à 15-30 °C sont :

la limite de proportionnalité (conventionnelle) σ_{pr} ;
la limite d'élasticité (conventionnelle) $\sigma_{0,05}$;
la limite d'écoulement (physique) $\sigma_{éc}$;
la limite d'écoulement (conventionnelle) $\sigma_{0,2}$;
la résistance limite (résistance temporelle à la rupture) σ_t ;
la résistance vraie à la rupture S_k ;
l'allongement relatif après rupture δ, % ;
la contraction relative après rupture ψ, %.

[1] GOST — Norme d'Etat.

Dans les essais de traction à des hautes et basses températures GOST 9651-73 et GOST 11 150-65 on détermine les caractéristiques suivantes :

la limite d'écoulement (physique) $\sigma^t_{éc}$, kgf/mm²;

la limite d'écoulement (conventionnelle) $\sigma^t_{0,2}$, kgf/mm²;

la résistance temporelle σ^t_t, kgf/mm²;

la résistance vraie à la rupture S_k, kgf/mm² (GOST 11 150-65) ;

l'allongement relatif après rupture δ^t, % ;

la contraction relative après rupture ψ^t, %.

La limite de proportionnalité (conventionnelle) σ_{pr} est la contrainte pour laquelle l'écart de la relation linéaire entre la charge et l'allongement atteint une valeur telle que la tangente de l'angle d'inclinaison formé par la tangente à la courbe de déformation $P - \Delta l$ au point P_{pr} et l'axe des charges augmente de 50% sur la partie linéaire élastique :

$$\sigma_{pr} = \frac{P_{pr}}{F_0},$$

où F_0 est la surface initiale de la section transversale de l'éprouvette.

La limite d'élasticité (conventionnelle) $\sigma_{0,05}$ est la contrainte pour laquelle l'allongement résiduel atteint 0,05% de la longueur de la partie de l'éprouvette égale à la base de l'extensomètre :

$$\sigma_{0,05} = \frac{P_{0,05}}{F_0}.$$

La limite d'écoulement (physique) $\sigma_{éc}$ est la contrainte minimale à laquelle la déformation de l'éprouvette se produit sans augmentation notable de la charge de traction :

$$\sigma_{éc} = \frac{P_{éc}}{F_0}.$$

La limite d'écoulement (conventionnelle) $\sigma_{0,2}$ est la contrainte pour laquelle l'allongement résiduel atteint 0,2% de la longueur initiale de la partie de travail :

$$\sigma_{0,2} = \frac{P_{0,2}}{F_0}.$$

La limite d'écoulement (conventionnelle) $\sigma_{0,2}$ se détermine dans le cas où la traction de l'éprouvette ne provoque pas un écoulement très prononcé et la limite d'écoulement $\sigma_{éc}$ ne se prête pas à la détermination.

La résistance limite (résistance temporelle à la rupture) σ_t est le paramètre essentiel caractérisant la résistance du métal. Elle représente la contrainte se développant dans l'éprouvette sous l'action d'une charge maximale avant la destruction de l'éprouvette :

$$\sigma_t = \frac{P_t}{F_0}.$$

La résistance vraie à la rupture S_k est la contrainte qui s'exprime par le rapport de la charge P_k au moment de rupture à la valeur de la section transversale de l'éprouvette à l'endroit de rupture F_k :

$$S_k = \frac{P_k}{F_k}.$$

La résistance à la déformation (contrainte vraie) σ (lors de la traction dans la zone de l'allongement uniforme) est déterminée comme le rapport de la valeur courante de l'effort de traction P_t à la surface de la section transversale F_t de l'éprouvette.

Afin de construire la courbe de durcissement dans la zone de déformation concentrée il convient de prendre en compte le caractère non uniforme de la déformation (point 4). On construit les diagrammes vrais de traction dans les coordonnées σ-ψ ; σ-δ ; et plus rarement, dans les coordonnées σ-$\bar{\varepsilon}$, où $\bar{\varepsilon}$ est la déformation vraie (points 4, 5).

L'allongement relatif δ est le rapport de l'allongement résiduel absolu ($\Delta l_k = l - l_0$) lors de la rupture de l'éprouvette à la longueur calculée (initiale), exprimé en pour-cent :

$$\delta = \frac{l - l_0}{l_0} \cdot 100\%.$$

La contraction relative ψ est le rapport de la diminution de la section transversale de l'éprouvette après rupture à la valeur initiale de la section transversale, exprimé en pour-cent :

$$\psi = \frac{F_0 - F_k}{F_0} \cdot 100\ \%.$$

Outre δ et ψ, la susceptibilité à la déformation uniforme à la traction sert d'un indice fort important pour apprécier la plasticité de construction d'un métal. Dès qu'une gorge de traction se forme sur l'éprouvette, la déformation se trouve concentrée sur une faible longueur et l'on assiste à l'étape de la déformation concentrée. Selon Kolmogorov V. [81], le taux de déformation λ_r au moment de destruction s'exprime par la contraction relative comme suit :

$$\lambda_r = 1{,}73 \ln \frac{100}{100 - \psi}.$$

Le problème de savoir quel paramètre, l'allongement relatif δ ou la contraction relative ψ, choisir pour apprécier la plasticité du matériau en traction n'est pas encore définitivement résolu.

En règle générale, jusqu'à la valeur de la contraction relative transversale de l'ordre de 20 à 25%, les deux indices de déformation sont identiques (partie de la traction uniforme uniaxiale). Du moment de la formation d'une gorge sur l'éprouvette, l'allongement relatif devient une fonction croissante de la variation de la forme du foyer de déformation (dans la zone de la gorge). D'où

une dispersion importante des valeurs de l'allongement relatif.

Dans le cas général, la valeur de la déformation concentrée est directement proportionnelle à la racine carrée de la surface de la section transversale de l'éprouvette :

$$\Delta l_{con} = k\sqrt{F_0}$$

et l'allongement uniforme est directement proportionnel à la longueur calculée de l'éprouvette :

$$\Delta l_{un} = ml_0.$$

D'où l'allongement relatif

$$\delta = \frac{\Delta l_k}{l_0} = m + k\frac{\sqrt{F_0}}{l_0}.$$

Il en ressort que pour obtenir des résultats comparables quant à l'allongement relatif, il faut que le rapport de la longueur calculée à la racine carrée de la surface de la section des éprouvettes soit le même.

Conformément au GOST 1497-73, les essais de traction doivent être effectués sur les éprouvettes ayant les

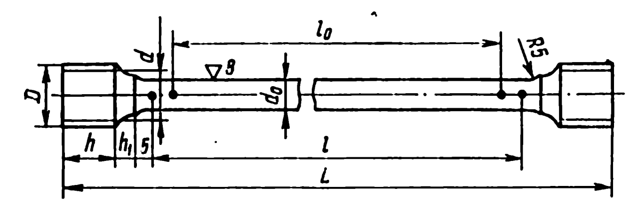


Fig. 1. Eprouvette proportionnelle pour les essais de traction.

longueurs $l_0 = 11{,}3\sqrt{F_0}$ et $l_0 = 5{,}65\sqrt{F_0}$ (pour les éprouvettes de la section circulaire $l_0 = 10d$ et $l_0 = 5d$).

La fig. 1 et le tableau 2 montrent les dimensions des éprouvettes cylindriques proportionnelles utilisées dans les essais de traction de courte durée aux températures élevées (GOST 9651-73).

Tableau 2

Dimensions des éprouvettes standard utilisées dans les essais de traction

Dimensions générales					Éprouvette longue $l_0 = 10\ d_0$				Éprouvette courte $l_0 = 5\ d_0$			
d_0	d	D	h*	h_1	n° de l'éprouvette	l_0	l	L	n° de l'éprouvette	l_0	l	L
5	8	M 12	14	4	1	50	55	100	1	25	30	76
6	10	M 12	15	5	2	60	66	115	2	30	36	86
10	12	M 16	15	5	3	100	110	160	3	50	60	110

* La longueur de la tête est minimale

Dans le cas des éprouvettes « courtes » ($l_0 = 5d$), les valeurs de l'allongement relatif sont plus élevées et la contraction relative ne dépend pas de la longueur calculée des éprouvettes.

Lors de la détermination de l'allongement on emploie parfois des éprouvettes encore plus courtes (jusqu'à $l_0 = 2d$). Pour cette raison dans les essais de traction on doit indiquer la longueur calculée de l'éprouvette et le rapport l_0/d.

Dans le cas de la marche régulière de la déformation jusqu'au moment de destruction, les valeurs de l'allongement et de la contraction doivent être liées entre elles par une relation univoque à chaque instant de l'application de la charge, y compris le moment de rupture :

$$\delta_{pr} = \frac{\psi}{1 - \psi}.$$

Dans la zone de la déformation uniforme et au moment de rupture la valeur numérique de l'allongement sera donc toujours plus élevée que celle de la contraction. Dans les cas où la valeur numérique de ψ_k dépasse δ_k, la rupture se produit nécessairement avec formation d'une gorge [15].

Dans le cas des essais à froid, la valeur de l'allongement sur la partie correspondant à l'écoulement fortement localisé est relativement petite par rapport à la valeur de la contraction (courbe $\delta = f(\psi)$).

Cependant, dans les conditions de la déformation à chaud, compte tenu du fait que la valeur de la contraction ne dépasse pas 100% et celle de l'allongement peut largement dépasser cette limite pour des matériaux plastiques, l'allongement relatif δ peut caractériser plus exactement la plasticité du matériau du point de vue quantitative. Il ne faut pas oublier de même que la mesure du pourcentage de ψ en état chaud s'avère très difficile pour des matériaux qui manifestent une anisotropie des propriétés mécaniques pendant les essais et dont la rupture présente une ellipse.

Outre les standards principaux concernant les techniques d'essai de traction, il existe également des standards relatifs aux essais des tôles minces et des bandes d'une épaisseur de 3 à 0,5 mm (GOST 11 701-66), du fil d'un diamètre jusqu'à 16 mm (GOST 10 446-63) et des tubes (GOST 10 006-73).

Essais de résilience (GOST 9454-60, GOST 9455-60, GOST 9456-60)

Les essais de flexion par choc sont très répandus dans les usines où ils font partie du contrôle en fin de phase et des essais de Réception.

La résilience est déterminée par le travail nécessaire à produire une cassure de choc rapporté à la surface de travail de la section transversale de l'éprouvette à l'endroit de l'entaille. Les essais sont effectués sur les moutons-pendules développant une énergie maximale de la sonnette ne dépassant pas 30 kgf · m et une vitesse du couteau de mouton de 4 à 7 m/s.

Le travail du choc A_n kgf · m dépensé à la destruction de l'éprouvette est lu sur l'échelle ou déterminé d'après l'angle d'élévation (en degrés) du mouton selon la formule

$$A_n = ml(\cos\beta - \cos\alpha),$$

où m est la masse du mouton, kg;
l, la longueur du mouton, m;
α, β, les angles d'élévation du mouton respectivement avant et après la cassure de l'éprouvette, degrés.

La résilience (a_n, kgf · m/cm²) se calcule à l'aide de la formule

$$a_n = \frac{A_n}{F},$$

où F est la surface de la section transversale de l'éprouvette à l'endroit de l'entaille avant l'essai, cm².

En tant que les éprouvettes standard les plus utilisées sont les éprouvettes, ayant la section carrée 10 × 10 mm et la longueur 55 mm, qui sont soumises à la flexion sur deux appuis distant de 40 mm.

Il existe trois normes réglementant la technique des essais de résilience :

GOST 9454-60 (essais à la température ambiante) ;
GOST 9455-60 (essais à basse température) ;
GOST 9456-60 (essais à la température élevée).

Selon GOST 9455-60 les essais sont effectués aux températures jusqu'à —100 °C et selon GOST 9456-60, aux températures allant jusqu'à 1000 °C.

Les résultats des essais de résilience ne peuvent pas être utilisés dans le calcul de la résistance à la déformation ; toutefois la grandeur a_n constitue une des caractéristiques technologiques les plus importantes du métal en déformation.

Les essais de résilience sont plus praticables dans l'étude de l'acier et des alliages et moins utilisés dans

le cas des métaux non ferreux et leurs alliages déformables, car généralement ces essais ne révèlent pas une transition du métal à l'état fragile. Il arrive parfois que lors de la flexion par choc on n'observe pas la destruction de l'éprouvette par suite d'une haute plasticité du métal et l'appréciation quantitative des caractéristiques de plasticité s'avère donc difficile à effectuer.

Beaucoup de métaux et d'alliages en état moulé se détruisent d'une manière fragile lors des essais de traction statiques ordinaires ; pour cette raison on ne les soumet pas à l'essai de résilience.

Essai de torsion (GOST 3565-58)

L'essai de torsion est la méthode essentielle de détermination des caractéristiques de plasticité et de résistance des matériaux utilisés dans les pièces travaillant à la torsion. Très souvent les essais de torsion constituent le meilleur moyen d'apprécier la plasticité des matériaux, surtout des matériaux qui se montrent fragiles en traction.

Selon GOST 3565-58 les caractéristiques à déterminer lors des essais de torsion sont les suivantes :

le module d'élasticité en cisaillement G ;
le cisaillement (relatif) en torsion γ ;
la limite de proportionnalité en torsion τ_{pr} ;
la limite d'écoulement (conventionnelle) en torsion $\tau_{0,3}$;
la résistance limite vraie en torsion t_{tors} ;
la résistance limite conventionnelle en torsion $\tau_{rés}$;
le type de destruction en torsion (arrachement ou cisaillement) ;
la limite d'élasticité en torsion $\tau_{él}$.

Le module d'élasticité en cisaillement G, kgf/mm² est déterminé comme le rapport de la contrainte tangentielle à la valeur de cisaillement relatif (exprimé en nombre

abstrait) dans la zone de déformation élastique ne dépassant pas la limite de proportionnalité :

$$G = \frac{Ml}{(\varphi_1 - \varphi_2) I_p}, \qquad (22)$$

où M est le couple de torsion (sans le couple initial), kgf · mm ;
l, la longueur calculée, mm ;
φ_1, φ_2, paramètres angulaires sur les extrémités de la longueur calculée, rad ;
I_p, le moment d'inertie polaire, mm^4 $\left(\text{dans le cas de la section circulaire de l'éprouvette } I_p = \frac{\pi d^4}{32}\right)$.

Le cisaillement (relatif) en torsion γ, % est calculé selon la formule

$$\gamma = \frac{(\varphi_1 - \varphi_2) d}{2l} \cdot 100 \text{ ou } \frac{\theta d}{2} \cdot 100,$$

où d et l sont le diamètre et la longueur calculée de l'éprouvette, mm ;
$\theta = \frac{\varphi_1 - \varphi_2}{l}$, l'angle spécifique de torsion au moment de destruction de l'éprouvette, rad/mm.

Dans le cas des métaux plastiques ayant le taux de déformation élastique relativement petit, on peut considérer le cisaillement général comme résiduel. Pour des métaux peu plastiques, il faut diminuer la valeur de cisaillement général γ de celle de cisaillement élastique $\gamma_{él}$:

$$\gamma_{él} = \frac{\tau}{G} \cdot 100,$$

où τ est la résistance limite en torsion, kgf/mm^2 ;
G, le module de cisaillement, kgf/mm^2.

La limite de proportionnalité en torsion τ_{pr}, kgf/mm^2 est la contrainte tangentielle pour laquelle l'écart de

la relation linéaire entre les contraintes et les déformations superficielles de l'éprouvette atteint une valeur telle que la tangente de l'angle formé par la tangente à la courbe de déformation en un point et l'axe des contraintes dépasse de 50% la valeur initiale.

La limite de proportionnalité est calculée selon la formule

$$\tau_{pr} = \frac{M}{W},$$

où M est le couple de torsion, kgf/m;

W, le moment résistant, mm³ $\left(\text{pour la section circulaire de l'éprouvette } W = \frac{\pi d^3}{16}\right)$.

La limite d'écoulement (conventionnelle) en torsion $\tau_{0,3}$ kgf/mm² est la contrainte tangentielle calculée par convention selon les formules relatives à la torsion élastique et dont la valeur est telle que l'éprouvette reçoit un cisaillement résiduel égal à 0,3%.

A la valeur de cisaillement relatif calculée lors de la détermination de la limite de proportionnalité on ajoute 0,3% et d'après la valeur $\gamma + 0{,}3\%$ on trouve la valeur recherchée de la limite d'écoulement $\tau_{0,3}$ dans la rangée de valeurs τ et γ calculées. On peut déterminer la limite d'écoulement $\tau_{0,3}$ par voie graphique sur le diagramme τ-γ ou sur le diagramme d'une machine d'essai à condition que l'échelle des diagrammes assure au moins 0,1% de la valeur du cisaillement relatif pour un millimètre de l'axe d'abscisses et 1 kgf/mm² au plus de la contrainte tangentielle pour un millimètre de l'axe d'ordonnées.

La résistance limite vraie en torsion, t_{tors} kgf/mm² est la contrainte tangentielle maximale calculée à partir de la valeur maximale du couple de torsion précédant à la destruction de l'éprouvette. Compte tenu de la

déformation plastique elle peut être exprimée selon la formule suivante

$$t_{tors} = \frac{4}{\pi d^3}\left(3M_{tors} + \theta\frac{dM}{d\theta}\right), \qquad (23)$$

où M_{tors} est le couple de torsion maximal précédant à la destruction de l'éprouvette, kgf · mm;

$\frac{dM}{d\theta}$, la tangente de l'angle formé par la tangente à la courbe au point considéré et l'axe d'abscisses (se détermine à l'aide d'une règle à miroir).

La résistance limite conventionnelle en torsion $\tau_{rés}$, kgf/mm² est la contrainte tangentielle maximale calculée d'après les formules relatives à la torsion élastique et correspondant à l'effort de torsion maximal provoquant la destruction de l'éprouvette :

$$\tau_{rés} = \frac{M_{tors}}{W}.$$

La limite d'élasticité en torsion $\tau_{él}$, kgf/mm² est la contrainte tangentielle calculée d'après les formules relatives à la torsion élastique et dont la valeur est telle que l'éprouvette reçoit un cisaillement résiduel correspondant à une tolérance adoptée (par exemple 0,0075%).

La plasticité en torsion est généralement caractérisée par les valeurs de l'angle de torsion relatif résiduel θ et de cisaillement γ_{max} ou par la valeur vraie de cisaillement maximal g_{max} déterminée selon la formule de Nadai :

$$g_{max} = \ln\left(1 + \frac{\gamma_{max}^2}{2} + \gamma_{max}\sqrt{1 + \frac{\gamma_{max}^2}{4}}\right). \qquad (24)$$

Généralement on soumet aux essais de torsion les éprouvettes cylindriques pleines d'une section circulaire et, plus rarement, d'une section tubulaire. Parfois, dans des buts appropriés on met aux essais les sections carrées ou d'autres formes de sections. En tant qu'éprouvettes

standard sont généralement utilisées les éprouvettes de la section circulaire ayant le diamètre de la partie de travail 10 mm et la longueur calculée 100 et 50 mm.

Les résultats des essais de torsion dépendent dans une grande mesure du diamètre de l'éprouvette, de la longueur calculée et du mode de fixation des éprouvettes dans les mordaches de la machine d'essai.

Afin de pouvoir comparer les résultats des essais de torsion avec ceux d'autres essais, les données expérimentales relatives aux essais de torsion sont généralement représentées sous forme de courbes t_{max}-g_{max} ou t_n-g_n, où $t_n = \sqrt{\frac{2}{3}} t_{max}$ est la contrainte tangentielle octaédrique et $g_n = \sqrt{\frac{2}{3}} g_{max}$, le cisaillement octaédrique.

Essais d'aplatissement (GOST 8817-73)

Conformément à GOST 8817-73 l'aplatissement de éprouvettes d'acier est réalisé dans le but de déterminer leur capacité de déformation en observant les fissures sur la surface latérale des éprouvettes. Cependant ce type d'essais trouve actuellement un emploi toujours plus large pour la détermination de la résistance à la déformation des métaux et des alliages dans les conditions de la déformation à chaud (section 4).

Lors des essais à la compression on détermine les caractéristiques mécaniques suivantes :

le module d'élasticité normale E_{com} ;
la limite de proportionnalité σ_{pr} ;
la limite d'écoulement conventionnelle $\sigma_{0,2}$;
la résistance limite (au moment de destruction des éprouvettes) σ_t ;
la résistance à la déformation σ.

Dans les essais des matériaux à la compression on emploie des éprouvettes cylindriques avec le rapport

de la hauteur au diamètre compris entre 1,5 et 3, ainsi que des éprouvettes plates essayées dans des dispositifs spéciaux [15].

Essais de flexion

Les essais de flexion peuvent être recommandés pour la détermination des propriétés mécaniques des métaux fragiles et peu plastiques en traction, sensibles au gauchissement et exigeant de mesures spéciales afin de l'éviter pendant les essais de traction. Ils sont très répandus dans le cadre des essais de corrosion et du contrôle de Réception des matériaux comme essai technologique permettant d'apprécier la plasticité et la capacité d'estampage du matériau, la qualité de soudage, etc.

La flexion est considérée comme la méthode d'essai fondamentale dans certaines normes en vigueur (GOST 14 019-68, GOST 13 813-68, GOST 3728-66, GOST 1579-63).

Les résultats des essais de flexion se présentent sous forme de diagrammes de flexion, construits dans les coordonnées « effort de flexion-flèche », d'après lesquels on détermine :

la limite de proportionnalité $\sigma_{pr.f}$;
la limite d'élasticité $\sigma_{él.f}$;
la limite d'écoulement $\sigma_{0,2f}$;
la résistance limite $\sigma_{t.f}$.

Une particularité importante des essais de flexion, comme des essais de torsion, consiste en une répartition irrégulière des contraintes suivant la section de l'éprouvette. Pour cette raison on distingue deux espèces de la limite d'écoulement en flexion : nominale et réelle [15]. La limite d'écoulement réelle ou la contrainte vraie tient compte de la répartition réelle des contraintes sur la section de l'éprouvette en flexion.

La limite d'écoulement nominale étant supérieure à la limite d'écoulement en traction d'environ 20%,

la limite d'écoulement réelle, d'après les travaux de Ratner S., coïncide avec la limite d'écoulement en traction.

La plasticité limite en flexion est caractérisée par l'angle de flexion au moment de formation de la première fissure.

Les éprouvettes prévues pour les essais de flexion sont fabriquées sous forme de barres d'une section rectangulaire et, plus rarement, d'une section carrée ou circulaire. La longueur d'une éprouvette dépasse généralement de 40 à 60 mm la distance entre les appuis. Dans le but de réduire le froissement de l'éprouvette sous l'appui cette distance est choisie égale à (10 à 20) h, où h est la hauteur de la section ou le diamètre de l'éprouvette (habituellement h = 10 à 30 mm). La largeur de l'éprouvette doit être deux fois l'épaisseur.

Les essais de flexion sont effectués sur des machines d'essai universelles ou sur des presses munies de dispositifs spéciaux sous forme de traverses avec des appuis et coins de pression servant à transmettre une charge à l'éprouvette. Pour réduire le frottement, les appuis sont fabriqués en forme de paliers à rouleaux.

D'autres types des essais et essais technologiques

Le laminage des éprouvettes cunéiformes ou le laminage « en coin » a été recommandé par Tchijikov I. [80] en vue de déterminer les taux de déformation optimaux (maximaux) utilisables dans les processus de laminage industriels et d'apprécier la déformabilité d'une pièce ébauche.

Les essais d'ajourage par l'emboutissage sont utilisés dans le but d'établir les conditions d'ajourage optimales suivant le caractère et les dimensions de la cavité axiale ou d'après la valeur de réduction critique.

Les essais de cisaillement permettent de définir la limite d'écoulement et la résistance limite, la résistance à la destruction et la contraction. Cette méthode d'essai

est normalisée dans certains pays; en U.R.S.S. on se sert de normes établies pour chaque branche de l'industrie.

Les essais de froissement sont effectués avec des plaques munies d'orifices selon les techniques des essais de traction (GOST 1497-73). Pendant les essais on détermine la contrainte de froissement σ_{frs} et le module d'élasticité nominal E_{frs} lors du froissement de l'orifice.

La méthode d'essai d'aplatissement (GOST 8818-73) est destinée à la détermination de la capacité de déformation du métal et permet de mettre en évidence les défauts de surface des pièces. On procède à l'aplatissement jusqu'à obtenir un élargissement bien déterminé de l'éprouvette et les pièces sont considérées bonnes si l'on n'observe pas de fissures et de déchirures sur la surface des éprouvettes.

La méthode d'essai par fabrication d'un joint de toiture double (GOST 13 814-68) sert à déterminer la capacité du métal de se déformer conformément aux dimensions et à la forme prédéterminées. Les tôles d'une épaisseur inférieure à 0,8 mm sont soumises à la flexion et au redressement dans des dispositifs spéciaux.L'éprouvette est considérée bonne s'il n'y a pas d'exfoliations, de fissures, de déchirures et de cassures dans le matériau de l'éprouvette.

La méthode d'essai des tôles et des bandes à l'étirage d'un creux sphérique (GOST 10 510-63) s'applique aux produits laminés en feuilles et en rouleaux de métaux ferreux et non ferreux d'une épaisseur de 0,1 à 2,0 mm et sert à déterminer la capacité d'étirage du métal.

Les essais technologiques des tubes comprennent : essai par application d'une pression hydrostatique (GOST 3845-65) ; essai par mise d'un cône dans le tube interne (GOST 11 706-66) ; essai de repliage des bords (GOST 8693-58) ; essai de recourbement (GOST 3728-66) ; essai d'élargissement (GOST 8694-58) et essai d'aplatissement (GOST 8695 58).

Les essais technologiques d'un fil comprennent un essai de pliage (GOST 1579-63), un essai de torsion (GOST 1545-63) et essai d'enroulement (GOST 10 447-63).

Ces dernières années on fait un large appel aux méthodes de détermination des propriétés mécaniques des métaux sans éprouvettes, à savoir aux essais de dureté.

Les essais de dureté consistent en la détermination de la résistance du métal à la pénétration d'une bille d'acier ou d'un cône de diamant.

Lors de la détermination de la dureté Brinell (GOST 9012-59) une bille d'acier d'un diamètre déterminé est enfoncée dans le métal sous l'effort d'une charge appliquée durant une période de temps établie.

La dureté Brinell (HB) est définie comme une charge moyenne rapportée à une unité de surface de l'empreinte sphérique de la bille et calculée selon la formule

$$HB = \frac{2P}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})},$$

où P est la charge, kgf;

D, le diamètre de la bille, mm;

d, le diamètre de l'empreinte, mm.

Selon GOST 9012-59 on emploie une bille d'un diamètre de 10 mm et une charge de 3000 kgf. Les diamètres des empreintes obtenues peuvent varier de $0{,}2\,D$ à $0{,}6\,D$.

Lors de la détermination de la dureté Rockwell (GOST 9013-59) un cône de diamant ou une bille d'acier trempée sont enfoncés dans le métal essayé sous l'effet d'une charge fixée: préliminaire et principale.

La dureté Rockwell (HR) se calcule selon les formules:

pour les mesures sur les échelles A et C

$$HRC = 100 - e;$$

pour les mesures sur l'échelle B

$$HRB = 130 - e.$$

La valeur de e est déterminée à l'aide de la formule :

$$e = \frac{h - h_0}{0{,}002},$$

où h_0 est la profondeur de pénétration du cône sous l'effet de la charge préliminaire ;
h, la profondeur de pénétration du cône sous l'effet de la charge principale.

La méthode de Rockwell permet des essais rapides dans une large gamme de duretés, la valeur de dureté étant lue directement sur l'échelle de l'instrument. Cependant cette méthode est considérée comme conventionnelle, du fait de l'absence d'une échelle de dureté unique.

La mesure de la dureté Vickers (GOST 2999-59) se fait par pénétration d'une pyramide carrée de diamant sous l'effet de la charge agissant durant une période de temps déterminée. Après la suppression de la charge on mesure les diagonales de l'empreinte formée sur la surface du métal.

La dureté de Vickers (HV) est le rapport de la charge à la valeur de la surface latérale de l'empreinte :

$$HV = \frac{2P \sin \frac{\alpha}{2}}{d^2} = 1{,}8544 \frac{P}{d^2},$$

où P est la charge, kgf ;
α, l'angle formé par les faces opposées au sommet de la pyramide, égal à 136° ;
d, la moyenne arithmétique de deux diagonales de l'empreinte après la suppression de la charge, mm.

La méthode de Vickers permet de mesurer la dureté dans une large gamme de charges et d'essayer les matériaux les plus durs dans des couches très minces.

Aujourd'hui on met largement en pratique les méthodes de mesure de la microdureté des métaux (GOST 9450-60). La microdureté des métaux est mesurée sur éprouvettes par pénétration d'une pyramide carrée de diamant sous l'action d'une charge allant jusqu'à 0,5 kgf. Le nombre de dureté (*H*) est déterminé d'une façon analogue à la méthode de Vickers.

De trois premières méthodes standardisées de la détermination de la dureté par pénétration statique (Brinell, Rockwell, Vickers) la méthode de Rockwell est la plus rapide et commode pour la mesure de la dureté dans les conditions de la production en très grande série et continue.

La détermination de la dureté à la rayure est caractérisée par le fait qu'outre l'enfoncement du pénétrateur dans la direction perpendiculaire à la surface de l'éprouvette, on le déplace simultanément le long de la surface de l'éprouvette.

Le pénétrateur représente généralement un cône de diamant avec un angle de 90° au sommet. Les essais se réalisent avec un appareil à leviers spécialisé permettant de développer des efforts compris entre quelques grammes et 8 à 10 kgf. Le nombre de dureté est l'inverse de la largeur d'une rayure, la valeur de la charge étant constante. La dureté à la rayure dépend de la résistance du matériau au cisaillement.

Dans les essais dynamiques de dureté on se sert généralement de duromètres Poldy admettant une application de la force de choc non contrôlée et de duromètres Shore utilisant l'énergie de la chute libre du percuteur d'une masse déterminée.

La mesure de la dureté du métal permet d'apprécier avec une précision suffisante (jusqu'à 8%) les caractéristiques mécaniques principales déterminées avec des méthodes d'essai traditionnelles (traction, compression, etc.).

3. Classification des machines d'essais mécaniques de courte durée des métaux

Pour l'étude des propriétés rhéologiques du métal dans les conditions de la déformation à chaud, lorsque durant un laps de temps relativement court apparaissent les déformations plastiques importantes, on utilise des méthodes et des machines d'essai destinés aux essais aux températures élevées.

Suivant la vitesse d'application de la charge (vitesse du déplacement de l'outil), les machines aux essais de courte durée sont subdivisées en trois groupes : 1) machines aux essais « statiques » ($\dot{\varepsilon} = 10^{-5} \div 10^{-3}\ s^{-1}$) ; 2) machines aux essais par choc ($\dot{\varepsilon} = 10^{2}\ s^{-1}$ et plus) ; 3) machines aux essais dynamiques dans les conditions du travail rapide des métaux par déformation ($\dot{\varepsilon} = 10^{-2} \div 10^{2}\ s^{-1}$).

Selon la destination, on distingue des machines et des dispositifs aux essais : 1) de traction (machines à traction) ; 2) de compression et de flexion (presses) ; 3) de traction, de compression et de flexion (machines universelles) ; 4) de résilience et de dureté dynamique ; 5) de torsion et de tordage ; 6) technologiques et spéciaux.

Suivant le caractère de l'application de la charge on distingue : 1) machine avec réglage de la vitesse de déformation à gradins ou continu ; 2) machines assurant l'application de la charge $v_{d\,ou}$ = const ou $\dot{\varepsilon}$ = const ; 3) machines à programmation avec application de la charge compliquée.

La commande des machines d'essai peut être mécanique, hydraulique, ou bien se faire avec de l'énergie des gaz, des explosifs, l'énergie des ressorts ainsi qu'avec l'énergie potentielle du mouton ou du volant.

Les dispositifs dynamométriques de machines d'essai peuvent être pendulaires avec leviers, à ressort, manométriques, extensométriques et électroniques.

Le groupe des machines à essais « statiques » comprend toutes les machines à traction et universelles standard, ainsi que les presses d'essai.

Parmi les défauts essentiels de la plupart de ces machines on peut citer une gamme de vitesse limitée, l'absence de fours à réchauffer pour la réalisation des essais à chaud et une faible échelle d'enregistrement des courbes charge-déformation.

Les modèles soviétiques récents des machines à traction et universelles (РМЭ-5, УМЭ-10Т, 1231У-10, ПДУ-50) sont munis de fours à réchauffer haute température et de dispositifs dynamométriques électroniques à grande échelle d'enregistrement des courbes de charge.

Les machines d'essai universelles УМЭ-10Т, 1231У-10 permettent la réalisation des essais aux chargements cycliques alternatifs. Outre les essais ordinaires les machines МУГП et МУП, prévoient des chargements suivant les cycles pulsés.

L'installation pneumodynamique ПДУ-50 permet d'appliquer les charges de choc avec la période de demicycle de 0,001 jusqu'à 60 s.

Pour les essais de tordage avec traction des éprouvettes rondes à la température jusqu'à 1200 °C on utilise l'installation СМЭГ-10Т avec dynamomètre électronique.

Parmi les machines d'essai étrangères on considère comme meilleurs les modèles universels avec système électronique d'enregistrement des paramètres de la firme « Instron Limited » (Grande-Bretagne) (tabl. 3), « MTS » (U.S.A.) et de certaines firmes japonaises. Pour les essais de choc on recourt aujourd'hui de plus en plus souvent aux moutons-pendules et rotatives (du type PSVO et PSO) avec enregistrement oscillographique des courbes effort-déformation.

Tableau 3

Machines à essais universelles de la firme «Instron limited»

Modèle	Effort maximal, tf	Vitesse d'essai, mm/mn
	Modèles portatifs (TM)	
1026	500	50-500
1101	100	< 1000
1102	500	5-1000
	Modèles stationnaires (TT)	
1113	25	0,005-500
1114	5,0	0,005-500
1115	10,0	0,005-500
1116	25,0	<500
1126	25,0	<500
1251	20,0	<200

Installations d'essai aux vitesses modérées et élevées

Les machines d'essai standard ne permettent généralement pas d'effectuer les essais des propriétés mécaniques dans la gamme de vitesses de déformation de 10^{-2} à 10^{2} s^{-1} qui correspond aux conditions de vitesse de divers types de travail des métaux par déformation. C'est pourquoi bien d'auteurs des travaux que nous citerons plus bas ont utilisé pour l'étude de la plasticité et de la résistance des métaux et des alliages dans les conditions de la déformation à chaud des installations et équipement fort divers.

Ainsi, Dinnik A. [39] a utilisé dans ses études une presse à manivelle, Tarnovski I. [31], Sokolov L. [28-30] et Aguéev N. [25-27] des presses hydrauliques et à friction. Tchékmarev A. et Rinder Z. [82] ont fait recours à l'énergie du volant d'un laminoir, Zotéev V. [20] a proposé des dispositifs commandés à partir d'une raboteuse, Ermanok M. et Glébov J. [94] ont effectué les essais sur un train à tréfilage.

Certaines installations à commande pneumatique et hydropneumatique pour les essais mécaniques dans les conditions des vitesses modérées sont décrites dans l'ouvrage de Aguéev N. [25].

Pour les essais aux vitesses élevées certains auteurs font un large appel aux moutons-pendules ordinaires ainsi qu'aux sonnettes rotatives et sonnettes munies d'accélérateurs (élastiques, pneumatiques, à poudre et électrodynamiques).

Nadai A. et Manjoine M. [9], Davidenkov N. et d'autres auteurs ont utilisé les sonnettes rotatives avec systèmes différents de transmission de la charge à l'éprouvette. Les machines de ce type permettent une vitesse linéaire de déformation atteignant des dizaines ou même des centaines de mètres par seconde.

Dinnik A. [39] a utilisé la sonnette verticale de la firme « Amsler » (Suisse) avec la masse du percuteur jusqu'à 100 kg et la hauteur du levage du percuteur 5 m.

Les sonnettes à accélérateur en caoutchouc ont permis de développer la vitesse de choc allant jusqu'à 100 m/s [28, 79].

Les sonnettes à commande pneumatique peuvent être de deux types : à tige mobile qui sert également de mordache ou à percuteur-projectile tiré du canon pneumatique [25].

Le schéma de la première sonnette à explosion est donné dans les ouvrages de Vitman V. et Zlatine M. [83]. Aguéev N. [25] fait mention de plusieurs types des sonnettes à accélérateur à poudre.

Toutes les installations citées plus haut présentent des défauts limitant leur utilisation dans la plupart des procédés de travail des métaux par déformation, à savoir :

1) une gamme étroite de variation des conditions de vitesse, ce qui rend impossible de simuler sur une même machine les conditions de laminage, de pressage, de forgeage, etc. ;

2) l'impossibilité de reproduire et de maintenir au cours des essais le régime déterminé d'application de la charge ;

3) une technique imperfectionnée d'enregistrement des paramètres de sortie.

Ces dernières années on prête une attention particulière aux travaux réalisés avec des machines d'essai mises au point spécialement pour simuler les différents procédés de travail des métaux par déformation. Parmi les machines de ce type il convient de citer avant tout les plastomètres à came.

Plastomètres à came

Les plastomètres à came sont les installations les plus commodes et universelles permettant de déterminer la résistance à la déformation et la plasticité des métaux et des alliages dans de larges gammes de température et de vitesse de déformation. Les plastomètres permettent également d'étudier les propriétés rhéologiques complexes des métaux dans les conditions d'une évolution de la déformation dans le temps.

Le terme plastomètre à came a été pour la première fois introduit pour désigner la machine d'essai proposée par Orowan E. et Loose [60] sur laquelle Alder I. et Philips N. [91] et ensuite Arnold R. et Parker R. [92] ont fait leurs études. L'élément actif de l'installation est une came au contour logarithmique de la génératrice. Un tour de cette came communique à l'éprouvette une déformation jusqu'à 50%. La gamme des vitesses de déformation a été comprise entre 1 et 100 s^{-1}. On a soumis à la compression les éprouvettes cylindriques d'un diamètre de 12 mm en leur appliquant un effort maximal de 10 tf.

Pour enregistrer l'effort de compression on a utilisé un schéma extensométrique. La déformation suivant la hauteur n'a pas été mesurée. Dans l'ouvrage [61]

on a étudié 12 nuances d'acier de la composition différente et dans les ouvrages [91, 92], certains métaux et alliages non ferreux.

La première installation soviétique du type de plastomètre à came est le plastomètre ЮУМЗ utilisé dans les études de Zuzine V., de Browman M., de Melnikov A. [32] ainsi que dans d'autres études [44, 93]. Ce plastomètre a permis d'effectuer les essais de compression aussi bien que les essais de traction dans la gamme de $\dot{\varepsilon}$ entre 10^{-1} et 10^2 s^{-1}. L'enregistrement de l'effort et de la déformation a été réalisé à l'aide du schéma extensométrique avec amplificateur lié aux capteurs de charge élastiques et à l'hodographe sous forme d'une poutre d'égale résistance. La rigidité insuffisante et un effort relativement faible développé par l'installation n'ont pas permis d'essayer à la compression les éprouvettes d'un diamètre dépassant 6 mm.

Le plastomètre ЮУМЗ a été utilisé pour l'étude d'une quantité importante de nuances d'aciers et d'alliages dans les conditions de laminage à chaud [32, 44].

Un plastomètre intéressant a été construit à l'Institut de métallurgie de Tchéliabinsk par Andreïouk L. et Tulénev G. [64]. L'installation assure une variation progressive de la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$ dans les limites de 0,001 à 400 s^{-1} aux températures jusqu'à 1300 °C, l'effort maximal de déformation étant 6 tf et la course active de la mordache — jusqu'à 45 mm. Lors des essais de compression et de traction on a appliqué une charge simple et fractionnaire suivant les lois différentes d'évolution de la déformation dans le temps. Dans ses travaux [84-86] Tulénev G. et Andreïouk L. ont étudié plus de 70 nuances d'aciers et d'alliages dans les conditions de la déformation à chaud.

Le plastomètre УЗТМ [63] a été fabriqué en deux spécimens dont l'un est installé à l'Institut de recherches des constructions mécaniques lourdes de Sverdlovsk et l'autre à l'Institut des métaux et des alliages de Moscou.

Cette machine utilise le schéma hydraulique de transmission de l'effort à partir de la came de travail sur la tige du mécanisme exécuteur.

L'effort maximal de compression (de traction) est égal à 8 tf, la gamme de vitesses $\dot{\varepsilon} = 0{,}01 \div 200\ s^{-1}$ et la course de travail jusqu'à 25 mm. Dans ces essais la vitesse de la déformation pour la compression et la traction a été constante.

La méthode et les résultats des essais effectués sur ce plastomètre sont présentés dans les ouvrages [57, 74-76, 98, 101, 103, 106, 109, 110, 114, 116-118, 120, 123-125].

Le plastomètre de l'Institut de métallurgie du Centre scientifique de l'Oural de l'Académie des Sciences de l'U.R.S.S. [62] est destiné aux essais d'aplatissement dans la gamme des vitesses de déformation de 5 jusqu'à 200 s^{-1}. C'est le plus puissant [1] plastomètre soviétique qui permet d'étudier la cinétique de la modification de la forme plastique du métal en déformation fractionnaire [62].

Le plastomètre à came de Bailey et Singer [65] est destiné à l'étude des conditions de la compression plane avec les vitesses de la déformation de 0,4 à 311 s^{-1}. La valeur de la déformation vraie $\bar{\varepsilon}$ lors des essais des alliages d'aluminium a atteint 2,5.

Dans les essais de traction le plastomètre de Kienzle O. et Bühler [66] assure une vitesse de la déformation relative de 0,25 jusqu'à 100 s^{-1} et développe un effort maximal de 50 tf.

Sur cette machine on a réalisé toute une série d'études concernant les alliages de titane [100] et d'aluminium [96], ainsi que les métaux et alliages réfractaires [112, 119] dans les conditions de la déformation à chaud.

Dans une vaste étude de Suzuki [67] les essais ont été effectués sur le plastomètre développant un effort

---

[1] Effort jusqu'à 20 tf.

de 15 tf avec les vitesses de la déformation de 0,1 à 100 s^{-1}.

Cet ouvrage est caractérisé par un haut niveau méthodique de réalisation des essais.

Sur le plastomètre [71] on a mis au point une méthode de simulation de l'estampage à chaud de l'acier avec utilisation de modèles en plomb et en cire.

Dans l'ouvrage [72] les essais de compression plane ont été effectués sur un plastomètre développant un effort de 30 tf dans la gamme de $\dot{\varepsilon}$ de 3 à 250 s^{-1}. L'effort a été transmis sur la tige de travail par l'intermédiaire d'un système à leviers rigide. La charge a été appliquée à la condition $\dot{\varepsilon}$ = const. Les résultats ont été lus sur les capteurs haute température et fixés à l'aide d'un schéma extensométrique sur l'oscillographe cathodique à double faisceau.

Il convient de mentionner également quelques travaux réalisés sur le plastomètre УПИ (Sverdlovsk) [102] et le plastomètre ВИЛС (Moscou) [128].

Dans certains travaux [48, 85, 88, 120] les plastomètres de ces types ont été utilisés avec succès pour reproduire des lois différentes de l'évolution de la déformation dans le temps et dans l'étude des propriétés rhéologiques compliquées des métaux et des alliages dans les conditions de la déformation à chaud.

D'après les résultats des travaux [32, 44, 84] on a calculé les conditions de température et de vitesse du laminage à chaud des aciers, des métaux et des alliages non ferreux.

Dans [74] les conditions optimales de la déformation de certains alliages réfractaires ont été déterminées sur la base du planning de l'expérience extrémale lors des essais sur les plastomètres.

Dans le calcul des conditions de la déformation des bimétaux en estampage [114] et en refoulement [109] on a également utilisé les résultats des essais mécaniques

sur les plastomètres des métaux constituant les combinaisons bimétalliques.

Dans [48] les résultats des essais sur les plastomètres ont servi de base pour l'analyse des paramètres énergétiques lors du forgeage et de l'estampage de certains aciers et alliages.

4. Technique de réalisation sur les plastomètres des essais dynamiques à haute température

La pratique d'exploitation des plastomètres permet de signaler des exigeances essentielles auxquelles doivent satisfaire les installations de ce type. Elles doivent assurer :

1) La réalisation sur une même machine des essais de compression et de traction avec un passage rapide d'un type d'essai à un autre.

2) Une variation de la vitesse de la déformation dans une gamme suffisamment large (10^{-2}-10^{2} s^{-1}).

3) La possibilité de simuler au cours des essais des différentes lois d'évolution de la déformation dans le temps, et, en particulier, les conditions de la charge fractionnaire.

4) Un emploi des appareils d'enregistrement sûrs permettant un enregistrement adéquat du processus aux vitesses linéaires de déformation atteignant 5 m/s et à la fréquence jusqu'à $2 \div 3$ kHz.

5) Une haute rigidité et une masse suffisante des parties en rotation pour éviter une brusque diminution non contrôlée de la vitesse pendant les essais.

La description la plus détaillée de la technique de réalisation des essais sur les plastomètres est donnée dans les ouvrages [22, 32, 44, 57, 67].

Sur tous les plastomètres de la construction récente on peut effectuer soit les essais de compression, soit les essais de traction, certaines installations [57, 84] permettant les deux types d'essais.

L'avantage principal des essais de compression est la possibilité d'obtenir des déformations assez importantes. Cependant la charge spécifique de compression des éprouvettes cylindriques ne caractérise pas d'une manière précise la résistance vraie à la déformation du métal essayé.

Une altération déterminée des résultats est due aux forces de frottement de contact qui rendent quelque peu plus élevé (de 10 à 15% au moins) l'effort de compression et provoquent une irrégularité de l'état de contrainte du métal en déformation.

La théorie et l'expérience montrent que dans le cas où $h/d = 1 \div 2$ la pression spécifique est proche de la résistance à la déformation à condition que la réduction relative soit faible.

Bridgeman P. [13] a obtenu les courbes de compression en utilisant une même éprouvette qui, après chaque cycle de compression, a été alésée afin d'obtenir le rapport initial diamètre-hauteur.

Actuellement on emploie de plus en plus fréquemment le schéma de compression plane permettant de réduire l'influence des forces de frottement de contact et d'obtenir les déformations considérables au cours des essais [**65**].

Dans [**66**] on a fait appel à un aplatissement échelonné des éprouvettes cylindriques. On peut considérer ce processus comme un processus isothermique échelonné. Outre cela, grace à la lubrification après chaque cycle d'aplatissement on arrive à une meilleure approximation à l'état de contrainte uniaxiale par rapport à l'aplatissement continu.

Pendant les pauses il se produit un adoucissement du métal et la courbe d'écoulement en aplatissement échelonné se trouve toujours au-dessous de la courbe idéale exprimant la déformation isothermique.

Dans beaucoup de travaux les auteurs ont tenté de diminuer par divers moyens l'influence des forces de

frottement de contact en compression en utilisant des lubrifiants et des couches antifriction différents. Siebel E. et Pomp A. [129] ont serré les éprouvettes entre les percuteurs coniques dont l'inclinaison a été choisie de façon à conserver la forme cylindrique de l'éprouvette lors de la compression. Toutefois, dans ce cas il s'avère difficile de créer les conditions d'une déformation uniforme puisqu'il faut varier la conicité des percuteurs pendant la compression de l'éprouvette.

Dans le but de réduire le frottement de contact, Suzuki [67] et Souïarov D. [87-89] ont utilisé les éprouvettes munies aux extrémités de cannelures circulaires remplies d'un lubrifiant. Lors de la détermination de la valeur vraie de la résistance à la déformation par l'aplatissement des éprouvettes cylindriques on se sert habituellement de formules suivantes :

$$\sigma = \frac{q}{1 + \frac{1}{3}\mu\frac{d}{h}} \quad \text{(Goubkine S.)}; \qquad (25)$$

$$\sigma = \frac{P}{F_{max}\left(1 - \frac{r_{max}}{4\rho} + \frac{\mu}{3}\frac{d_1 - h}{h}\right)} \quad \text{(Raysharter)}, \qquad (25a)$$

où d et h sont le diamètre et la hauteur courants de l'éprouvette ;

q, la pression moyenne ;

P, l'effort courant de compression ;

F_{max}, la section transversale maximale à l'endroit de gonflage ;

r_{max}, le rayon de la section transversale maximale ;

ρ, le rayon de courbure du « tonneau » de l'éprouvette égal à $\frac{h^2}{8(r_{max} - r)}$ (ici r, d_1 sont le rayon et le diamètre de la surface de contact de l'éprouvette et des percuteurs) ;

μ, le coefficient de frottement.

La formule de Goubkine S. [25] n'est valable que pour les déformations faibles suivant la hauteur (jusqu'à $\bar{\varepsilon} = 0{,}6 \div 0{,}8$). Aux réductions plus importantes, c'est-à-dire lorsque la formation du « tonneau » est plus prononcée et $d/h > 1$, c'est la formule de Raysharter (25a) qui convient mieux.

Dans les essais de compression à la température ambiante on emploie le graphite, l'huile à machine, des garnitures en métaux doux et dans les essais aux températures élevées — des lubrifiants technologiques, des sels et des oxides des métaux, un verre aux températures d'amollissement différentes.

Essais de traction

La théorie et le calcul de l'état de contrainte du métal lors des essais de traction uniaxiale font l'objet de nombreuses études dont les plus connues sont les recherches de Nadai A. et de Manjoine M. [9], de Siebel E. [129], de Davydenkov N. et de Spiridonova N. [1, 42], de Bridgeman [13], de Hart E. [35] et d'autres auteurs.

Les essais de traction dans la zone d'allongement régulier permet d'obtenir aisément les courbes d'écoulement, car en état de contrainte uniaxiale la déformation principale est égale à la résistance à la déformation :

$$\sigma = \sigma_1 = \frac{P_i}{F_i} = \frac{P_i}{F_0} \frac{l_0 + \Delta l}{l_0},$$

où P_i est la charge correspondant à l'allongement absolu Δl;

F_i, la surface de la section transversale de l'éprouvette correspondant à l'allongement absolu Δl

$$F_i = \frac{F_0}{1 + \frac{\Delta l}{l_0}} = \frac{F_0}{1 + \delta}.$$

Ici δ est l'allongement relatif, on a alors

$$\sigma = \frac{P_l}{F_0}(1 + \delta) = \sigma'(1 + \delta).$$

Dans ce cas σ' est la contrainte conventionnelle. Au moment précédant à la formation d'une gorge le processus de la traction uniaxiale devient instable, la déformation se trouve localisée dans un faible volume et la méthode décrite de détermination de la surface réelle de la section transversale de l'éprouvette ne convient plus.

En construisant la partie de la courbe de durcissement σ-$\bar{\varepsilon}$ dans la zone de déformation concentrée il faut tenir compte de l'irrégularité de la déformation et de l'influence du durcissement de la forme ainsi que de la vitesse de déformation locale.

Davydenkov N. et Spiridonova N. [1, 42] ont démontré expérimentalement la validité de l'hypothèse de la déformation régulière dans la section minimale de la gorge. La formule de ces auteurs est la suivante :

$$\sigma = \frac{\sigma_{moy}}{\left[1 + \left(\frac{a}{4R}\right)\right]} = \sigma_{moy} c' \tag{26}$$

avec le coefficient de correction

$$c' = \left[1 + \left(\frac{a}{4R}\right)\right]^{-1}.$$

Ici σ_{moy} est la contrainte moyenne axiale ;
a, le rayon de la section transversale minimale de la gorge ;
R, le rayon de courbure du contour de la gorge.

Bridgeman [13] a pris dans la zone de la gorge un élément curviligne de volume infiniment petit et a écrit son équation d'équilibre. En résolvant ensemble l'équa-

tion d'équilibre et l'équation de plasticité de Levy-Mieses on peut écrire :

$$\sigma = \frac{\sigma_{moy}}{\left[\left(1 + \frac{2R}{a}\right) \ln \left(1 + \frac{a}{2R}\right)\right]} = \sigma_{moy} c' \qquad (26a)$$

avec le coefficient de correction

$$c' = \left[\left(1 + \frac{2R}{a} \ln \left(1 + \frac{a}{2R}\right)\right]^{-1}.$$

Thomsen A. [17] estime qu'à mesure de la formation d'une gorge la formule de Bridgeman devient plus exacte. La fig. 2 montre les coefficients de correction c' obtenus par différents auteurs.

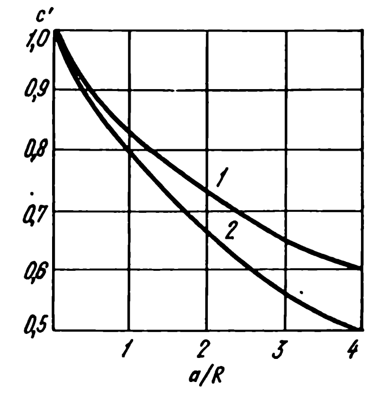


Fig. 2. Comparaison des coefficients de correction c' pour les essais de traction :
1 — selon Bridgeman ; 2 — selon Siebel, Davidenkov N. et Spiridonova N.

Bridgeman a également résolu le problème de formation d'une gorge dans une plaque soumise à la traction linéaire et a démontré que

$$\sigma = c'' \sigma_{moy},$$

où le coefficient de correction est

$$c'' = \left\{\left(1 + \frac{2R}{a}\right)^{1/2} \ln \left[1 + \frac{a}{R} + \left(\frac{2a}{R}\right)^{1/2} \left(1 - \frac{a}{2R}\right)^{1/2}\right] - 1\right\}.$$

Dans ce cas on suppose que la plaque est suffisamment longue et les mordaches d'une machine à essais n'influent pas sur la diminution de la largeur de la bande.

Dans certains travaux récents [130, 131] consacrés aux essais de traction on conclut qu'a condition de la

traction à vitesse de déplacement des mordaches constante la vitesse de déformation relative peut considérablement augmenter même dans la zone de la déformation régulière. Les auteurs font une conclusion que les machines à essais ordinaires ne peuvent pas assurer une vitesse de déformation constante et elle dépend du rapport entre la rigidité du matériau essayé et celle de la machine d'essai. La longueur de l'éprouvette influe considérablement elle aussi sur le caractère de variation de la vitesse de déformation relative au cours des essais.

Taux de déformation

Lors du calcul des processus de travail des métaux par déformation on utilise les grandeurs différentes caractérisant la déformation, notamment la déformation absolue, relative, vraie, ainsi que les taux de déformaton.

Pour les déformations importantes Nadai A. a introduit la notion de déformation sommaire relative ou de déformation vraie (logarithmique) :

$$\bar{\varepsilon} = \int_{h_0}^{h} \frac{dh}{h} = \ln \frac{h}{h_0} = \ln(1 + \varepsilon) = 2{,}303 \log(1 + \varepsilon), \quad (27)$$

où h_0, h sont les valeurs initiale et courante de la hauteur du corps déformé ;

ε, la déformation relative en fractions de l'unité.

Les déformations vraies ont la propriété d'additivité, c'est-à-dire à la déformation fractionnaire on peut les additionner lors de la détermination de la déformation sommaire. Si la déformation relative ε est inférieure à 0,1, on peut approximativement poser $\bar{\varepsilon} = \varepsilon$. Dans le cas des déformations plus grandes la valeur de $\bar{\varepsilon}$ est toujours supérieure à la déformation relative.

Les courbes résistance à la déformation — taux de déformation sont souvent tracées dans les coordonnées σ-ε et la valeur de la déformation relative ε est exprimée soit en pour cent, soit en fractions de l'unité. Ceci n'est

u ste que pour les faibles déformations ne dépassant pas 10-15% pour les essais de traction.

Dans les essais de compression, surtout dans le cas d'une réduction plane ou à plusieurs degrés, il convient d'introduire la valeur de la déformation vraie $\bar{\varepsilon}$.

Outre cela, les résultats des essais présentés dans les coordonnées σ-$\bar{\varepsilon}$ sont plus commodes à comparer et utiliser pour le calcul de différents procédés de travail par déformation.

Un grand inconvénient de tous les types des essais réside dans une valeur relativement petite de la déformation vraie $\bar{\varepsilon}$. Dans le calcul du forgeage et de l'estampage à des taux d'étirage importants (jusqu'à 100-200) l'extrapolation des courbes σ-$\bar{\varepsilon}$ jusqu'aux valeurs $\bar{\varepsilon} = 4$ à 6 donne une indétermination considérable.

L'extrapolation des courbes σ-$\bar{\varepsilon}$ n'est possible que dans les cas où à partir d'une valeur déterminée de $\bar{\varepsilon}$ la valeur de la résistance à la déformation varie peu ou même diminue avec l'accroissement du taux de déformation; le trait propre à la plupart des métaux et des alliages dans les conditions de déformation à chaud.

Vitesse de déformation et vitesse de déplacement de l'outil

La vitesse de déplacement de l'outil est la vitesse linéaire de réduction de section, i.e. la vitesse de déplacement de l'outil dans le sens de la déformation :

$$v_{d.ou} = \frac{dh}{dt}.$$

Pour les conditions propres aux essais des métaux ainsi qu'à l'estampage et au forgeage, la vitesse de déplacement de l'outil est la vitesse de déplacement d'une mordache (poinçon, percuteur) exprimée en mètres ou en millimètres par seconde.

En laminage et tréfilage pour la vitesse de déplacement de l'outil on prend par convention la vitesse linéaire de sortie du métal des cylindres (m/s).

La vitesse de déformation est la dérivée de la déformation relative par rapport au temps :

$$\dot{\varepsilon} = \frac{d\varepsilon}{dt} = \frac{dh}{dt} \cdot \frac{1}{h} = \frac{v_{d.ou}}{h} \, s^{-1}. \quad (28)$$

En calculant la dérivée de cette expression suivant la hauteur on obtient

$$\frac{d\dot{\varepsilon}}{dh} = -\frac{v_{d.ou}}{h^2}.$$

En prenant en considération que $\dot{\varepsilon} = \frac{d\varepsilon}{dt}$ et $d\varepsilon = \frac{dh}{h}$, on peut écrire

$$\frac{d\dot{\varepsilon}}{d\varepsilon} = -\dot{\varepsilon}.$$

Après avoir intégré dans les limites de 0 jusqu'à $\bar{\varepsilon}$ et de $\dot{\varepsilon}_0$ jusqu'à $\dot{\varepsilon}$ respectivement on obtient

$$\dot{\varepsilon} = \ln \frac{\dot{\varepsilon}_0}{\dot{\varepsilon}}$$

et en prenant en considération que $\dot{\varepsilon}_0 = \frac{v_{d.ou}}{h}$, on a

$$\dot{\varepsilon} = \frac{v}{h_0} e^{-\bar{\varepsilon}}. \quad (29)$$

Donc, la vitesse de déformation dépend non seulement de la vitesse de déplacement de l'outil et de la hauteur du corps à déformer, mais également de la valeur de la déformation vraie.

La vitesse moyenne de déformation est déterminée par l'intermédiaire de la déformation vraie et le temps de déformation :

$$\dot{\varepsilon}_{moy} = \frac{\bar{\varepsilon}}{t} = \frac{\ln \frac{h}{h_0}}{t}, \ s^{-1}. \tag{30}$$

Vu que la hauteur (la longueur) de l'éprouvette varie au cours de l'essai, la vitesse de déformation varie elle aussi lorsque $v_{d\,ou} = \text{const}$. C'est pourquoi, pour que lors des essais la condition $\dot{\varepsilon} = \text{const}$ reste en vigueur il faut changer la vitesse de déplacement de l'outil selon une loi bien déterminée.

Ainsi, lors des essais sur les plastomètres à came, les cames de travail répondant à la condition $\dot{\varepsilon} = \text{const}$ doivent être profilées suivant une loi logarithmique [**57, 74-76**]

$$\frac{h_0}{h_0 - \Delta h} = \exp\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{v_{circ}}\, x\right), \tag{31}$$

où h_0 est la hauteur initiale de l'éprouvette ;
Δh, la déformation absolue de l'éprouvette suivant la hauteur ;
v_{circ}, la vitesse linéaire circulaire du tambour ;
x, la longueur variable de la partie de travail de la came.

Lors du travail du métal par déformation la valeur de la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$ varie dans des larges limites de 10^{-2} jusqu'à 10^3 s^{-1}. Dans ce cas la valeur de $\dot{\varepsilon}$ dans le foyer de déformation varie selon les lois bien variées et la déformation du métal se produit en conformité des lois appropriées de l'évolution de la déformation dans le temps.

Le caractère de l'application de la charge dépend du type de travail par déformation, de la valeur et du temps de déformation, de la géométrie de l'outil et du caractère cyclique du processus.

Dans le calcul de la vitesse moyenne $\dot{\varepsilon}_{moy}$ dans le foyer de déformation on utilise les formules approchées suivantes :

Dans le cas de laminage [21, 32] :

$$\dot{\varepsilon}_{moy} = k \frac{v_1 \Delta h}{l h_0} = k \frac{v_1 l}{r h_0}, \tag{32}$$

où Δh est la réduction linéaire de section ;
r, le rayon du cylindre ;
v_1, la vitesse de sortie du métal des cylindres ;
l, la projection horizontale de l'arc d'entraînement ;
k = 1 pour un « tonneau » lisse ;
k = 1,5 pour les calibres rhomboïdaux et carrés ;
k = 1,33 pour les calibres ovales.

Dans le cas de pressage et de tréfilage des barres et des profilés [7] :

$$\dot{\varepsilon}_{moy} = \frac{6 \ln \lambda \operatorname{tg} \varphi}{(\lambda\sqrt{\lambda} - 1) d_1} u_1, \tag{33}$$

où λ est le taux d'étirage ;
φ, l'angle de conicité de la matrice (de la filière) ;
d_1, le diamètre de la barre après pressage ou tréfilage ;
u_1, la vitesse de sortie du métal de l'outil.

Dans le cas de laminage et de galetage des tubes [21] :

$$\dot{\varepsilon}_{moy} = \frac{\pi \ln \lambda \, v_1 D_t}{Lb}, \tag{34}$$

où $L = \frac{\Delta h \cdot h_0}{h \cdot \operatorname{tg} \alpha}$ est la longueur de la zone de contact compte tenu de l'étirage ;
$b = \sqrt{R_r \Delta h}$, la largeur de la zone de contact ;
$R_r = \frac{2R\rho}{R + \rho}$, le rayon réduit ;
$D_t = 2R$, le diamètre intérieur d'un tube (diamètre du mandrin) ;

ρ, le rayon des galets ;
α, l'angle d'inclinaison des galets ;
v_1, la vitesse linéaire de rotation des galets.

Dans le cas de torsion d'une tige de section circulaire :

$$\dot{\varepsilon}_{moy} = \frac{1}{\sqrt{3}} \cdot \frac{R}{l_0} \frac{d\theta}{dt}, \quad (35)$$

où R est le rayon moyen de l'éprouvette, mm ;
l_0, la longueur calculée de l'éprouvette, mm ;
θ, l'angle de torsion, rad. ;
$\frac{d\theta}{dt}$, la vitesse de déplacement de l'outil, rad/s.

Certains auteurs proposent des méthodes de simulation de l'histoire de l'application de la charge pour l'étude des propriétés rhéologiques des métaux et des alliages. Ainsi, dans [22, 32] on reproduit les conditions de laminage à chaud dans les essais sur les plastomètres ; dans [120, 132] on a étudié l'influence de la déformation préliminaire. Une attention particulière est prêtée actuellement à l'élaboration des méthodes de simulation des conditions propres à la déformation fractionnaire [48, 85, 88] et aux lois correspondantes de l'application de la charge dans le laminage continu, le forgeage et l'estampage.

Dans les cas de la compression ou de la traction uniaxiales, la vitesse de déformation dépend du rapport entre la rigidité de la machine et celle de l'éprouvette, ainsi que de la vitesse de variation des contraintes appliquées et de la longueur de l'éprouvette.

En considérant une machine d'essai comme un ressort linéaire de rigidité k_m relié en série à l'éprouvette, on peut exprimer la vitesse moyenne conventionnelle de déformation lors des essais comme suit :

$$\dot{\varepsilon}_{moy} = \frac{v_{d.ou}}{h_0} - \dot{\sigma} \frac{F_0}{k_m h_0}, \quad (36)$$

où F_0, h_0 sont les valeurs initiales de la surface de la section transversale et de la hauteur (de la longueur de l'éprouvette) ;

$\dot{\sigma}$, la vitesse de variation des contraintes appliquées ;

k_m, la valeur caractérisant la rigidité de la machine à essais.

L'augmentation de la température de l'essai et le passage à des alliages plus doux provoquent une diminution considérable de la rigidité de l'éprouvette, la rigidité de la machine à essais étant constante. Dans ce cas la vitesse de déplacement de l'outil $v_{d.ou}$ peut largement dépasser la valeur de la vitesse constante des mordaches.

Détermination de la relation dynamique $\sigma = \varepsilon$ lors des essais sur les plastomètres

Dans le cas d'application d'une charge dynamique (la vitesse de déplacement de l'outil 1 m/s et plus) le problème de détermination d'une relation précise entre l'effort et la déformation acquiert une importance particulière.

On estime [10, 12] que l'amplitude de l'onde de choc qui se propage dans l'éprouvette lors des essais, doit être inférieure d'un ordre par rapport à la valeur espérée de la limite d'écoulement.

Dans le cas contraire les courbes enregistrées effort-déformation marquent des altérations notables et le spectre d'enregistrement contient des valeurs exagérées de la résistance à la déformation.

Dans la zone de la déformation élastique l'amplitude S de l'onde de choc peut être déterminée à partir de l'expression sans tenir compte de la réflexion

$$S = v_{d\,ou}\sqrt{\rho E}, \qquad (37)$$

où $v_{d.ou}$ est la vitesse de la prise active (la vitesse de déplacement de l'outil), m/s ;

ρ, la densité du matériau essayé ;
E, le module d'élasticité du matériau essayé.

La valeur d'exagération $\Delta\sigma$ de la résistance à la déformation dans le cas d'essai de traction est déterminée en tenant compte de l'inertie des capteurs de charge extensométrique :

$$\Delta\sigma = v_{\text{ch}} \sqrt{\frac{ml^3}{E^3F^3}}, \tag{38}$$

où m est la masse effective du capteur de charge ;
v_{ch}, la vitesse d'accroissement de la charge ;
l, F, la longueur et la surface de la section transversale de la partie de travail du capteur de charge ;
E, le module d'élasticité du matériau du capteur de charge.

Dans [57] on montre que lorsque la vitesse de déplacement de l'outil $v_{\text{d ou}}$ est égale à $1 \div 2$ m/s, le dépassement de la valeur σ sur la partie initiale des courbes expérimentales atteint 2 à 3 kgf/mm².

Dans le cas des essais dynamiques de compression, lorsque $\dot{\varepsilon} > 30$ s^{-1}, l'allure des courbes σ-$\bar{\varepsilon}$ est sensiblement influencée par l'effet thermique de la déformation plastique du matériau essayé [57, 123, 124].

Dans le cas du problème unidimensionnel le champ thermique de l'éprouvette en compression (sans tenir compte de transfert de chaleur par convection) est décrit par l'équation de la chaleur

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \chi \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \nu\sigma\dot{\varepsilon}, \tag{39}$$

où χ est le coefficient de conductibilité thermique, égal à $k/\rho c$;
k, le taux de transfert de chaleur ;
$\nu = 1/c\rho$;
ρ, la densité du matériau, g/cm³ ;
c, la chaleur spécifique, cal/(g·°C).

Dans [57, 123, 124] on montre que dans les essais de compression à des hautes vitesses des éprouvettes en alliages d'aluminium et de titane l'effet thermique peut atteindre, dans les conditions de la déformation à chaud, de 50 à 80 °C. Lorsque le taux de déformation $\bar{\varepsilon}$ dépasse 0,3÷0,5 il convient donc de retracer les courbes des essais dynamiques σ-$\bar{\varepsilon}$ en prenant pour base la température initiale d'essai.

Dispositifs et appareils de mesure, chauffage des éprouvettes et traitement des oscillogrammes

Pour la réalisation des essais dynamiques il importe de choisir d'une façon correcte les appareils d'enregistrement permettant d'enregistrer sans altérations les paramètres d'essai dans toute la gamme de vitesses

L'expérience de l'exploitation des plastomètres a montré que le schéma extensométrique de l'enregistrement de l'effort de compression (de traction), de la déformation de l'éprouvette suivant la hauteur (la longueur) et de la vitesse de déformation (temps d'essai) peut être considéré comme optimal.

Pour l'enregistrement de l'effort on emploie les capteurs de charge élastique (tubulaires ou annulaires) portant les capteurs extensométriques en fil ou en feuille de métal reliés en pont (montage sans amplificateur) ou en semi-pont (montage avec amplificateur).

Pour l'amplification du signal prélevé sur les capteurs de charge on emploie les amplificateurs extensométriques 8АНЧ-7М, УТ4-1 ou ТА-5. Le dernier amplificateur est à préférer, surtout dans le cas des vitesses de déformation maximales.

L'enregistrement des paramètres se fait sur les oscillographes à cadre extensométriques du type Н105, Н115, Н117. Parfois, à des fins de fiabilité, on recourt à l'enregistrement double de la déformation imposée à l'éprouvette [84-86].

Dans le cas des essais à de très hautes vitesses de déformation ($\dot{\varepsilon} = 100\ s^{-1}$ et davantage) il convient d'utiliser les oscillographes cathodiques à double faisceau du type C1-32, C1-41 reliés aux capteurs piézo-électriques permettant d'enregistrer les accélérations de choc et vibrationnelles.

Les capteurs de charge doivent posséder d'appuis sphériques et de pièces de raccordement à refroidissement par eau, dans le but d'éliminer le réchauffement du corps des capteurs.

L'étalonnage des capteurs de charge doit se faire directement sur le plastomètre à l'aide de dynamomètres-étalons élastiques du type ДПУ ou ДОСМ (cf. tableau 3) ou de dispositifs spéciaux (poutrelle élastique [57, 84] ou mécanismes à leviers [22, 32]).

Pour mesurer la déformation de l'éprouvette suivant la hauteur (la longueur) on utilise les poutrelles d'égale résistance [22, 32], les hodographes à contact [57, 84] ou les montages photoélectriques [67]. Dans les conditions des vitesses importantes les hodographes photoélectriques sont les plus fiables.

Lors des essais de traction les éprouvettes sont réchauffées dans les fours électriques tubulaires munis de réchauffeurs en silite ou avec les conducteurs chauffants. Le contrôle de la température des éprouvettes et à l'intérieur du four s'effectue à l'aide de potentiomètres électroniques du type ЭПД et ЭПР munis de blocs régulateurs et de commande.

Lors des essais de compression les éprouvettes cylindriques sont réchauffées dans des containers [22, 32]. La vitesse de chauffage des éprouvettes est de 30 à 40 deg/mn, le temps de séjour à la température donnée est égal à 10-15 mn et la précision de mesure de la température des éprouvettes ne doit pas être inférieure à $\pm$ 5 °C.

A l'étape de fabrication des éprouvettes destinées aux essais il faut veiller rigoureusement à ce qu'elles soient découpées d'une même ébauche ou de différentes

ébauches mais appartenant à la même coulée. Lors de la livraison des résultats il faut nécessairement faire mention de la composition chimique et de l'état du métal (laminé à chaud, recuit, etc.), ainsi que du taux de déformation préliminaire.

Le marquage de la base de travail et la mesure des éprouvettes avant et après les essais doivent se faire conformément à GOST 1497-73 et à GOST 8817-73.

Le dépouillement des oscillogrammes et la détermination des valeurs P_t, $\Delta l(\Delta h)$ ne se font même aujourd'hui qu'à main; toutefois pour le calcul des dépendances σ-$\bar{\varepsilon}$ les ordinateurs sont à préférer.

Ainsi, dans [57, 74-76] tous les calculs concernant la détermination de σ et de $\bar{\varepsilon}$ pour chaque série d'essais ont été réalisés sur la calculatrice électronique « NAIRI » d'après un programme spécialement élaboré à ces fins.

Pour les entrées on a pris les dimensions initiales des éprouvettes, les valeurs courantes de l'écart de la courbe P_t-Δl et les coefficients de correction tenant compte de la déformation élastique de la machine à essais et de l'influence de l'effet dynamique et thermique de la déformation plastique. Lors des essais de traction on a introduit les coefficients tenant compte de l'influence de durcissement de la forme et lors des essais de compression, les coefficients de formation du « tonneau » au cours de l'aplatissement.

Il convient de mentionner les travaux où les signaux fournis par les capteurs de charge sont enregistrés sur des bandes magnétiques rapides après quoi ces dernières sont directement introduites dans l'ordinateur. Le dépouillement des données se fait suivant les programmes standard du traitement mathématique [133, 134].

Le défaut majeur de plusieurs expériences consacrées à l'étude des propriétés mécaniques des métaux et des alliages réside dans le fait que les auteurs soit passent sous silence la précision des résultats, soit se bornent

à affirmer gratuitement que la précision de l'essai en question constitue 2 à 3%, par exemple.

Vu que pour l'utilisation pratique des résultats des essais il faut que les données expérimentales obtenues soient vraiment précises et sûres, il convient de procéder à une analyse mathématique objective à toutes les étapes de l'étude.

5. Traitement mathématique des résultats des essais mathématiques

Dans les essais mécaniques deux formes de traitement mathématique sont possibles : un traitement passif des résultats obtenus et un traitement actif des données en vue d'élaboration du programme d'étude et de commande de l'expérience.

Le premier type du traitement consiste en : la détermination des caractéristiques statistiques des données expérimentales obtenues, la recherche des erreurs et des incertitudes de la mesure, l'approximation, l'interpolation et l'extrapolation des courbes, l'analyse dispersionnelle et de régression des résultats, la construction des graphiques et des nomogrammes.

Le deuxième type du traitement mathématique consiste en : la détermination du nombre d'essais par point, la mise au point du programme d'étude, l'analyse des facteurs et le planning de l'expérience.

Caractéristiques statistiques et détermination de l'erreur de mesure

Chaque mesure, y compris les essais des propriétés mécaniques des métaux, n'est pas exempte d'incertitudes (erreurs de mesure). Les erreurs de mesure peuvent s'accumuler d'une étape de l'étude à une autre, à partir de la préparation des éprouvettes jusqu'à la présentation graphique des résultats des essais.

Les erreurs peuvent être systématiques et aléatoires. Les erreurs systématiques sont généralement dues à une précision limitée des instruments ou au choix incorrect de la méthode de réalisation des essais. La valeur de ces erreurs peut être soit constante, soit varier selon une loi déterminée facile à établir. Vu que dans la plupart des cas les causes qui provoquent les erreurs systématiques sont connues, on peut les exclure de la considération ou bien évaluer d'une façon exacte.

Les erreurs aléatoires sont provoquées par un grand nombre de facteurs aléatoires, dont l'influence sur chaque paramètre à mesurer est différente et ne peut pas être évaluée à priori. Dans le cas des essais mécaniques ces facteurs sont : une microfissure dans le métal de l'éprouvette, la chute de tension du réseau électrique, les imprécisions aléatoires dans le travail de l'expérimentateur, etc. Si la valeur des erreurs aléatoires ne peut pas dépasser à priori l'erreur de l'instrument ou de l'appareillage, il n'y a pas de raison de s'efforcer de diminuer davantage ces erreurs aléatoires — les mesures n'en seront pas plus exactes.

Pour moyenner l'influence des différents paramètres non contrôlés sur les résultats des essais mécaniques il est raisonnable de recourir à la randomisation de l'expérience, donc il faut choisir la succession des essais à l'aide de tables des nombres aléatoires [138].

Les principales caractéristiques statistiques employées dans le traitement mathématique des résultats des études des propriétés mécaniques sont [57, 74-76] :

1) l'espérance mathématique (moyenne arithmétique pour n essais) :

$$a = \bar{x} = \sum_{i=1}^{n} x_i/n ;$$

2) l'erreur absolue du résultat (écart d'une moyenne) :

$$\delta = x_i - \bar{x} ;$$

3) la dispersion de l'échantillonnage :

$$S_n^2 = \sum_{i=1}^{n} (x_i - \bar{x})^2/n - 1;$$

4) l'intervalle de confiance de l'espérance mathématique $\bar{x} \pm tS_n/\sqrt{n}$ (la valeur de t est prise dans des tables, S_n est l'erreur moyenne quadratique d'une mesure) ;

5) la sûreté du résultat en pour cent, qui est la probabilité du fait que la valeur vraie a du paramètre mesuré se trouve à l'intérieur de l'intervalle de confiance donné ;

6) le standard de l'erreur de variation $2qS_n$; la valeur de q est également tirée des tables en fonction du degré et fiabilité P et du nombre d'essais n ;

7) l'erreur suivant tous les points de la courbe $\Delta\delta_{moy} = \sum_{i=1}^{N} 2qS_n(\bar{x})/N$ (ici N est le nombre de points sur la courbe).

Lors de la détermination de l'erreur sommaire introduite dans les essais sur les plastomètres on a pris en considération la précision des appareils d'enregistrement (capteurs amplificateur, oscillographe), ainsi que les erreurs dues à la préparation des éprouvettes et au traitement des résultats de l'étude.

Dans les ouvrages [57, 74-76] on a effectué la vérification des points les plus douteux quant à la valeur d'écart d'une moyenne et la vérification de l'hypothèse d'une répartition normale en cas d'un champs d'échantillonnage réduit.

Le nombre minimal admissible d'essais (étalonnage) par point pour un degré de fiabilité donné ($P = 0,95$) a été calculé selon la formule

$$n_{min} = \left(\frac{S_n t_p}{I_p}\right)^2, \tag{40}$$

où I_0 est l'écart minimal admissible d'une moyenne;
t_p, le coefficient tabulaire, dépendant du nombre d'essais préliminaires et du niveau de fiabilité.

Il a été établi [57, 74-76] que lors des essais par point pour mesurer σ il suffit parfois d'effectuer deux ou trois mesures [1], et, dans certains cas, quatre ou cinq [2].

Dans les essais de traction sur les plastomètres l'erreur sommaire atteint 12-13% et dans les essais de compression, 10-12% [57, 74-76].

Approximation des courbes des essais mécaniques

Les résultats des essais sont présentés sous forme de courbes de durcissement par déformation σ-$\varepsilon(\bar{\varepsilon})$ d'après lesquelles, pour des valeurs déterminées de la déformation, on trace les courbes exprimant la fonction de vitesse σ-log $\dot{\varepsilon}$ ou de température σ-T_{es}. Les graphiques construits dans les coordonnées σ-log $\dot{\varepsilon}$ et σ-T_{es} montrent clairement le caractère de l'influence de la température et de la vitesse de déformation sur la valeur de la résistance à la déformation des métaux et des alliages essayés. Cependant la présentation des résultats uniquement dans ces coordonnées conduit à une limitation subjective du volume de l'information obtenue et ne permet pas d'élucider le caractère de variation des courbes de durcissement par déformation σ-$\bar{\varepsilon}$. Pour cette raison les résultats des essais mécaniques, surtout dans le cas des essais sur les plastomètres, doivent être traduits soit sous forme de tableaux de calcul contenant les valeurs de P_i, l_i, σ_i, $\bar{\varepsilon}_i$, soit sous forme de courbes initiales σ-$\bar{\varepsilon}$.

Parfois on présente les résultats des essais mécaniques sous forme de nomogrammes. Cette méthode de présentation des données expérimentales est spectaculaire, simple et assure surtout une rapidité de détermination

---

[1] Métal en état déformé.
[2] Métal en état moulé.

de la résistance à la déformation en fonction de la vitesse, du taux de déformation et de la température. Les nomogrammes permettent d'extrapoler les données expérimentales si les paramètres thermomécaniques se trouvent en dehors des limites de mesure.

Cependant la construction des nomogrammes, surtout dans le cas des essais multiples, est une chose difficile; la précision de la méthode est insuffisante, surtout en ce qui concerne les nomogrammes à échelles curvilignes.

Pour cette raison, parmi toutes les méthodes de présentation des résultats des essais mécaniques avec trois paramètres variables ($\dot{\varepsilon}$, $\bar{\varepsilon}$ et T_{es}) les plus optimales sont les méthodes analytiques de calcul des relations d'approximation à l'aide de calculatrices. Dans ce cas la précision de l'approximation des données expérimentales est généralement de 2 à 4%.

Les relations analytiques simples décrivant suffisamment bien l'influence du taux de déformation, de la vitesse de déformation et de la température sur la valeur σ sont données au point 1. En règle générale, on décrit les relations σ-$\bar{\varepsilon}$ par les fonctions puissance, les relations σ-log $\dot{\varepsilon}$, par les polynômes du premier ou du deuxième degré et la fonction de température, par la courbe exponentielle:

$$\left.\begin{aligned} \sigma &= \sigma_1 \bar{\varepsilon}^m; \\ \sigma &= \sigma_1 + \lg \dot{\varepsilon}[a + b(\lg \dot{\varepsilon})]; \\ \sigma &= \sigma_1 e^{-m_1 T_{es}}, \end{aligned}\right\} \tag{41}$$

où σ_1 est la résistance à la déformation pour des valeurs initiales conventionnelles de $\bar{\varepsilon}$, de $\dot{\varepsilon}$ ou de T_{es};

a, b, m, m_1, les coefficients de calcul.

Dans leur aide-mémoire Trétiakov A. et Zuzine V. [22], en plus du graphique de durcissement par déformation de 133 nuances de métaux, d'aciers et d'alliages

soumis au travail par déformation à froid, donnent les relations d'approximation suivantes :

$$\left.\begin{aligned} \sigma_{0,2} &= \sigma'_{0,2} + a\,\varepsilon^{m_1} ; \\ \sigma_t &= \sigma'_t + b\,\varepsilon^{m_2} ; \end{aligned}\right\} \qquad (42)$$

où $\sigma'_{0,2}$ et σ'_t sont la limite d'écoulement et la résistance limite des métaux et des alliages (par convention lorsque $\varepsilon = 0$) ;

$a, b, m_1, m_2,$ les coefficients de calcul.

Dans le cas de déformation à chaud on observe un maximum [61, 67] sur les courbes σ-$\bar{\varepsilon}$ de la plupart des métaux et des alliages, il convient donc d'approximer les courbes de durcissement par déformation par une fonction puissance du type :

$$\sigma = \sigma_1 e^{b\bar{\varepsilon} - m\bar{\varepsilon}^2}, \qquad (43)$$

où, dans le cas des alliages d'aluminium, $0 < b < 2{,}5$; $0{,}4 \leqslant m/b < 1{,}0$ [57].

Pour l'approximation des données expérimentales on utilise les formules d'interpolation de Lagrange et de Newton [136]. Généralement, dans le but de diminuer les variations des valeurs σ on effectue le calcul selon la méthode des moindres carrés à condition de minimiser l'écart quadratique $\sum_{i=1}^{N} (\sigma_{cal} - \sigma_{exp})^2$.

Lors de l'approximation des relations non linéaires on minimise les sommes des carrés des écarts des logarithmes de ces fonctions.

Les calculs par la méthode des moindres carrés sont assez encombrants et on les effectue à l'aide de calculatrices.

Pour tenir compte de l'influence de la température et de la vitesse de la déformation sur la valeur σ, on peut procéder à une analyse de régression.

L'équation de régression exprimant la valeur de la résistance à la déformation dans la gamme de températures et de vitesses choisie s'écrit comme suit :

$$\sigma = \sigma_0 + b_1x_1 + b_2x_2 + b_{1,2}x_1x_2, \tag{44}$$

où σ_0 est la résistance à la déformation dans le point central;
x_1, la température d'essai;
x_2, la vitesse de déformation;
b_1, b_2, $b_{1,2}$, les coefficients de régression.

Dans [57] sont présentés les résultats d'une analyse de régression d'un groupe important des alliages d'aluminium dans les conditions de pressage à chaud. Les équations de régression permettent de déterminer d'une manière simple et avec une précision suffisante les valeurs de σ dans chaque point appartenant à la gamme d'essais étudiée.

La meilleure représentation numérique des résultats des essais mécaniques est assurée par les formules tenant compte de l'influence de tous les trois variables : taux de déformation, vitesse et température d'essai.

On se sert souvent de la méthode des coefficients thermomécaniques, proposée par Zuzine V. Cette méthode a été utilisée dans les ouvrages [22, 32].

Les valeurs de calcul de la résistance à la déformation dans tout le domaine essayé sont déterminées comme le produit :

$$\sigma = \sigma_0' k_T k_\varepsilon k_{\dot\varepsilon}, \tag{45}$$

où σ_0' est la résistance à la déformation dans les conditions moyennes (de base) des essais (pour les aciers $T = 1000\,°C$; $\dot\varepsilon = 10\ s^{-1}$; $\varepsilon = 0{,}1$) ;
$k_T k_\varepsilon k_{\dot\varepsilon}$, les coefficients thermomécaniques tenant compte de l'influence de la température, du taux de déformation et de la vitesse de déformation.

Les valeurs des coefficients thermomécaniques sont données sous forme de trois courbes tracées pour les conditions différentes des essais [22, 32].

Lors des calculs analytiques sur les ordinateurs les résultats des essais mécaniques se représentent habituellement sous forme de coefficients des différentes formules empiriques.

Ainsi, dans [32] la valeur de la résistance à la déformation lors du laminage à chaud de l'acier est calculée selon la formule

$$\sigma = \frac{A\varepsilon^n\dot{\varepsilon}^m}{e^{kT_{es}}}, \tag{46}$$

où A, n, m, k sont les coefficients déterminés pour chaque nuance d'acier.

Pour l'approximation des résultats de leurs études, Andreïouk L. et Tulénev G.[1] [84] ont établi la relation

$$\sigma = s\sigma_0\dot{\varepsilon}^a(10\varepsilon)^b\left(\frac{T_{es}}{1000}\right)^c, \tag{47}$$

où σ_0 est la résistance de base lorsque $\dot{\varepsilon} = 1\ \mathrm{s}^{-1}$; $\varepsilon = 0{,}1$ et $T_{es} = 1000\,^\circ\mathrm{C}$;
s, a, b, c, les coefficients de calcul.

Dans [57] l'approximation de l'équation $\sigma = f(\bar{\varepsilon}, \dot{\varepsilon}, T_{es})$ pour les alliages d'aluminium dans les conditions de pressage à chaud est effectuée à l'aide de méthode des moindres carrés et le problème a été amené à l'optimisation du système d'équations transcendantes.

Le bloc de traitement des résultats des essais mécaniques a été inclus dans l'algorithme de la résolution des modèles mathématiques des problèmes plans et des problèmes à symétrie des axes dans le cas de pressage des alliages d'aluminium [57].

---

[1] Le présent aide-mémoire contient également les données tirées de la thèse de Tulénev G.

Pour l'utilisation pratique de l'équation (17), Kossyrev V. et les auteurs du présent aide-mémoire ont mis sur pied une technique de la description mathématique des propriétés rhéologiques des métaux et des alliages dans les conditions de la charge simple et compliquée.

Vu que la fonction de la mise en charge instantanée $\varphi(\varepsilon)$ est continue dans l'intervalle $0 < \varepsilon_t < \varepsilon$, en conformité du théorème de Weierstrass on peut procéder dans cet intervalle à l'approximation uniforme du type:

$$\varphi(\varepsilon) = e^{-B\varepsilon} \sum_{k=0}^{N} C_k \varepsilon^k, \tag{48}$$

où B, C_k sont des constantes déterminées expérimentalement.

Les calculs montrent que pour décrire la courbe de la mise en charge instantanée de n'importe quel alliage il suffit de trois termes de la série (48).

Prenons pour le noyau de l'équation intégrale (17) le noyau proposé par Rjanitsyne A. [135] à condition que dans le cas de la mise en charge instantanée $\frac{d\varepsilon}{dt} \to \infty$ et $\frac{d\sigma}{dt} \to \infty$ lorsque $t \to 0$. Il en ressort que le noyau respectif de l'équation intégrale doit avoir une singularité lorsque $t \to 0$, mais pas très prononcée pour qu'on puisse décrire les processus durables. C'est pourquoi le noyau utilisé est de la forme:

$$R(t-s) = \frac{Ae^{-\beta(t-s)}}{(t-s)^{1-\alpha}}, \tag{49}$$

où $0 < \alpha < 1$, A et $B > 0$.

La présence de trois paramètres variables rend le noyau (49) assez universel et permet de décrire les processus observés lors du travail des métaux par déformation.

Vu que les essais ont été effectués sur les plastomètres avec une vitesse de déformation constante, il en vient

que $\varepsilon = \dot{\varepsilon}t$. En supposant que $\beta = \dot{\varepsilon}B$ et en introduisant la fonction de la mise en charge instantanée $\varphi(\varepsilon)$. et le noyau $R(t - s)$ dans l'équation (17) on obtient :

$$\sigma(t) = e^{-B\varepsilon} \sum_{k=0}^{N} C_k \varepsilon^k - \int_0^t \frac{Ae^{-B\dot{\varepsilon}(t-s)}}{(t-s)^{1-\alpha}} \times$$

$$\times e^{-B(\dot{\varepsilon}s)} \sum_{k=0}^{N} C_k (\dot{\varepsilon}s)^k ds. \tag{50}$$

Intégrons l'équation (50) et mettons en facteur les termes communs :

$$\sigma(t) = e^{-B\varepsilon} \sum_{k=0}^{N} C_k \varepsilon^k \left[1 - \frac{k!\, At^\alpha}{\alpha(\alpha + 1) \ldots (\alpha + k)}\right]. \tag{51}$$

L'équation (51) exprime la relation entre σ et ε lors des essais avec une vitesse de déformation relative constante.

Examinons, à titre d'exemple, les résultats des essais sur le plastomètre de l'alliage X20H80 [75, 76]. Pour déterminer les paramètres inconnus de l'équation (51) sur la base des données expérimentales (voir fig. 239) on a résolu le système d'équations transcendantes. Les calculs ont été réalisés dans le langage АКИ-400 à l'aide de l'ordinateur « Minsk-22 », selon le programme standard « Optimisateur global ». On a déterminé les coefficients C_0, C_1, C_2, A, B, α de l'équation (51) pour l'alliage X20H80 lorsque $T_{\text{св}} = 1100\,°\text{C}$.

Supposons que la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$ n'est pas constante pendant l'application de la charge à l'éprouvette. Dans ce cas, lors des calculs on peut diviser le chemin de déformation en plusieurs secteurs à l'intérieur desquels on suppose que la condition $\dot{\varepsilon} = \text{const}$ est satisfaite.

Alors, sur le i-ème secteur [48]

$$\varepsilon_i = \varepsilon_{i-1} + \dot{\varepsilon}_i (t_i - t_{i-1}). \tag{52}$$

En mettant (52) dans l'équation (50) on obtient

$$\sigma(t) = e^{-B\varepsilon} \sum_{k=0}^{N} C_k \varepsilon^k - \sum_{i=1}^{M} \int_{t_{i-1}}^{t_i} \frac{A e^{-B\dot{\varepsilon}(t-s)}}{(t-s)^{1-\alpha}} \times$$

$$\times e^{-B[\varepsilon_{i-1} + \dot{\varepsilon}_i(s - t_{i-1})]} \sum_{k=0}^{N} C_k [\varepsilon_{i-1} + \dot{\varepsilon}_i(s - t_{i-1})]^2 \, ds \qquad (53)$$

ou, après l'intégration en présence de trois termes du développement du polynôme, on a :

$$\sigma(t) = e^{-B\varepsilon_s} \sum_{k=0}^{N} C_k \varepsilon^k - \sum_{i=1}^{M} e^{-B\varepsilon_i} \left\{ \sum_{k=0}^{2} C_k \dot{\varepsilon}^k \times \right.$$

$$\times \frac{(t_i^{\alpha+k} - t_{i-1}^{\alpha+k}) k!}{\alpha(\alpha+1)\ldots(\alpha+k)} + \sum_{k=1}^{2} C_k (\varepsilon_{i-1} - \dot{\varepsilon} t_{i-1})^k \times \left[\frac{t_i^{\alpha} - t_{i-1}^{\alpha}}{\alpha} \right] +$$

$$\left. + 2C_2 \dot{\varepsilon}_i (\varepsilon_{i-1} - \dot{\varepsilon}_i t_{i-1}) \times \left(\frac{t_i^{\alpha+1} - t_{i-1}^{\alpha+1}}{\alpha(\alpha+1)} \right) \right\}. \qquad (54)$$

A l'aide de la formule (54) on peut calculer la variation de la valeur de résistance à la déformation dans le temps pour la loi arbitraire de l'application de la charge, y compris les secteurs sur lesquels la vitesse de déformation relative est nulle (donc on observe une relaxation des contraintes, le taux de déformation étant constant). A la fig. 3 sont représentés, à titre d'exemple, les résultats du calcul relatif à l'alliage X20H80 avec tous les paramètres déterminés d'avance. On voit du graphique que l'évolution de la déformation dans le temps comprend quatre secteurs de l'application de la charge où les vitesses de déformation relative sont respectivement $\dot{\varepsilon} = 0{,}5$; 1,0 ; 0,1 s^{-1} et deux secteurs de décharge de la durée de 1 et 0,5 s. Il faut noter que dans ce cas la valeur de la contrainte résiduelle et, par conséquent, le secteur de durcissement qui la suit dépendent fortement de la durée de la pause.

Le modèle mathématique considéré est très prometteur du point de vue de son utilisation dans les calculs de la résistance à la déformation dans les conditions de la charge compliquée.

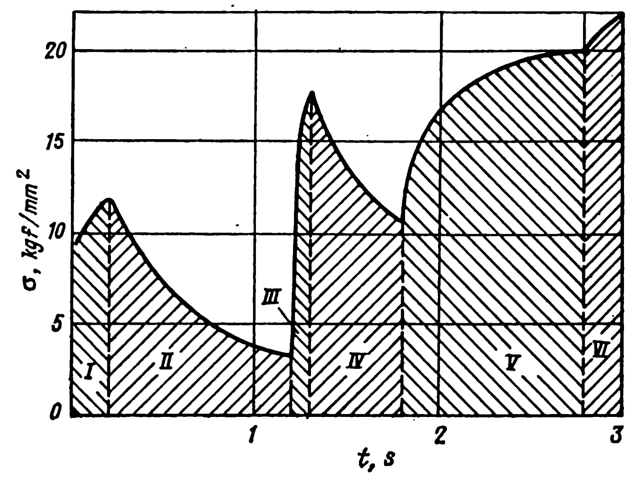


Fig. 3. Variation de la résistance à la déformation de l'alliage X20H80 dans le cas de la charge fractionnée et de la température de l'essai de 1100°C :

Section	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}	$\bar{\varepsilon}$	Section	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}	$\bar{\varepsilon}$
I	0,5	0,1	*IV*	0	0,2
II	0	0,1	*V*	0,1	0,3
III	1	0 2	*VI*	0,5	0,4

Utilisation du planning de l'expérience dans les essais mécaniques

Ce dernier temps, pour la réalisation de différentes études on recourt de plus en plus souvent aux méthodes mathématiques du planning. En disposant de quelques renseignements connus à priori sur le processus à étudier, l'expérimentateur choisit une stratégie optimale pour la réalisation de l'expérience.

Cette stratégie prévoit soit la diminution de la quantité des essais sans compromettre la précision des résultats, soit la détermination de l'importance de certaines variables, soit, enfin, l'établissement des conditions optimales de la marche du processus et le choix optimal de la composition des systèmes complexes.

Lors du planning les études se font par étapes et l'expérimentateur peut choisir n'importe quelle étape en fonction de la tâche fixée. L'information obtenue à chaque étape de l'étude permet de faire le choix et de varier la stratégie de la recherche.

Lors de la réalisation des essais des propriétés mécaniques on a affaire avec une expérience à plusieurs facteurs. Les facteurs variables d'un tel essai sont les paramètres réglables : température, vitesse de déformation relative, taux de déformation, loi de l'application de la charge et toute une série de paramètres non réglables dépendant de la précision de l'étude.

La méthode de randomisation de l'expérience [137-140] permet de n'examiner dans une expérience à plusieurs facteurs que les paramètres réglables.

L'expérience à plusieurs facteurs se réalise avec des plans sous forme de carré gréco-latin [137-140]. Les essais des propriétés mécaniques peuvent être considérés comme une expérience à deux, à trois ou à plusieurs facteurs dans laquelle chaque facteur est pris sur plusieurs niveaux. Les recherches sont fonction du volume de l'information contenu dans le plan des essais. Ainsi, dans le cas de l'expérience à deux facteurs, dans laquelle chaque facteur est examiné sur cinq niveaux, le plan peut être représenté sous forme de tableau 4.

Selon la I-ère variante (plan restreint), les essais se réalisent avec neuf conditions, selon la II-ème variante, avec 21 conditions (plan peu restreint).

La méthode traditionnelle (plan classique) exige que les essais soient réalisés dans toutes les cases du tableau, donc avec 25 conditions.

Tableau 4

Plan de l'expérience à deux facteurs

$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}	T_{es}, °C					$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}	T_{es}, °C				
	800	900	1000	1100	1200		800	900	1000	1100	1200
Variante I						Variante II					
0,1	—	—	×	—	—	0,1	×	×	×	×	×
0,5	—	—	×	—	—	0,5	×	—	×	—	×
2,5	×	×	×	×	×	2,5	×	×	×	×	×
12,5	—	—	×	—	—	12,5	×	—	×	—	×
62,5	—	—	×	—	—	62,5	×	×	×	×	×

Nota. Par le symbole × sont désignées les combinaisons des conditions adoptées dans les essais

Pour les essais mécaniques l'utilisation de différents plans restreints est bien possible car dans ce cas l'influence des variables (T_{es} et $\dot{\varepsilon}$) se manifeste et peut être décrite par de relations simples.

La méthode de l'expérience à plusieurs facteurs permet non seulement de réduire sensiblement le nombre d'essais, mais d'établir d'une façon objective le degré de l'influence des variables sur la variation des caractéristiques de plasticité de et résistance des métaux et des alliages. Ainsi, dans les ouvrages [57, 74-76] on a utilisé cette méthode pour l'appréciation des résultats des essais sur les plastomètres d'un nombre important des métaux non ferreux et des aciers dans les différentes conditions de température et de vitesse de la déformation à chaud.

L'expérience à plusieurs facteurs est particulièrement efficace pour l'analyse de la variation des propriétés mécaniques des alliages en fonction de la teneur variable (en pour cent) en éléments d'alliage [15].

A la première étape d'une telle expérience on procède à l'analyse de l'influence de chacun des éléments et de leur influence commune sur les propriétés mécaniques des alliages étudiés.

Ensuite on détermine la position du domaine avec les propriétés plus prononcées par rapport aux propriétés

déterminées à la première étape et on choisit le moyen le plus efficace de la sélection des variantes de la composition chimique, qui assure un passage rapide dans le domaine des meilleures propriétés [15].

Cette méthode de l'étude des systèmes « composition chimique du matériau — propriétés mécaniques » permet de diminuer sensiblement le nombre d'essais nécessaires pour la détermination de la composition optimale d'un alliage possédant une meilleure gamme des propriétés mécaniques et technologiques.

L'emploi du planning statistique de l'expérience dans les essais mécaniques permet également d'effectuer l'extrapolation mathématique de la teneur (en pour cent) en éléments d'alliage différents en vue de composer un alliage possédant une certaine combinaison des propriétés déterminée.

Dans certains travaux récents [57, 74-76, 125] le planning statistique a été heureusement appliqué dans les essais sur les plastomètres en vue de déterminer les conditions optimales de température et de vitesse de déformation de certaines nuances d'acier, de métaux non ferreux et d'alliages.

A la première étape de l'étude, pour trouver la direction de la marche vers le domaine des conditions optimales de température et de vitesse de déformation on a fait appel à un planning simple du type 2^2 avec deux points centraux. Ensuite, après avoir choisi la direction de la recherche sur la base des coefficients des équations de régression obtenues, on a fait une progression rapide dans la direction choisie.

La tâche de la dernière étape consistait à se faire une idée plus nette que possible sur le domaine établi pour les conditions optimales de la marche du processus.

Cette méthode s'est montrée particulièrement efficace dans l'établissement des conditions optimales de la déformation à chaud d'un certain nombre d'aciers et d'alliages durs [74-76].

Perspectives et principes d'utilisation des résultats des essais mécaniques

Dans la théorie et la pratique du travail des métaux par déformation une attention particulière est prêtée à l'étude de la résistance à la déformation et de la plasticité des métaux et des alliages. Ceci s'explique avant tout par la nécessité d'élaborer les méthodes scientifiques de calcul des paramètres technologiques optimaux du laminage, du pressage, du forgeage, du tréfilage qui tiennent compte des possibilités de nouveaux équipements à grand rendement.

La validité de toutes les méthodes théoriques et des modèles mathématiques de différents modes du travail des métaux par déformation dépend sensiblement de l'obtention des données sûres sur la résistance à la déformation et la plasticité des métaux et des alliages dans les conditions réelles du travail par déformation.

Les progrès dans la mise au point et les études de nouveaux équipements et des procédés technologiques rapides sont intimement liés au savoir utiliser dans les calculs les résultats les plus sûrs des essais mécaniques des matériaux en déformation.

Sans la connaissance des caractéristiques de plasticité et de résistance des nouveaux matériaux d'alliage complexe, des matériaux en poudre, métallocéramiques et des matériaux multicomposants leur industrialisation rapide reste impossible.

La solution de tous ces problèmes dépend sensiblement de la création de nouvelles machines d'essai universelles du type plastomètre à came qui permettent de simuler avec une précision suffisante les conditions propres aux différents procédés du travail par déformation.

On peut tracer les voies magistrales de la mise au profit des résultats des essais mécaniques dans les calculs des procédés du travail par déformation.

1. L'emmagasinage, la systématisation et la formalisation des résultats des essais mécaniques à l'aide des ordinateurs électroniques puissants et la mise en ordre des données sur les nuances d'alliages, la composition chimique, l'état de livraison, le procédé de fabrication, la méthode d'échantillonage des éprouvettes, etc.

2. La simulation des lois réelles de l'application de la charge et l'élaboration de la technique du calcul des propriétés rhéologiques complexes des métaux et des alliages dans les conditions différentes de déformation, compte tenu des conditions de la destruction du matériau.

3. L'unification des métaux et des alliages, la prévision des propriétés des alliages d'après leur composition chimique et la création de nouveaux alliages possédant un niveau déterminé des propriétés mécaniques.

4. La détermination des conditions (optimales) de température et de vitesse de déformation de nouveaux matériaux avec les propriétés rhéologiques complexes dans les conditions du vide, aux pressions élevées et dans les conditions propres à d'autres procédés nouveaux du traitement des métaux.

5. L'emploi des résultats systématisés et accumulés dans la mémoire de l'ordinateur pour les calculs des paramètres technologiques et des éléments de construction de l'outil [57] dans les centres de calcul des usines métallurgiques.

6. L'utilisation des résultats systématisés des essais des propriétés mécaniques dans l'optimisation des schémas technologiques, dans les calculs et la projection de nouveaux équipements et des ateliers de traitement des métaux par déformation.

7. La prise en considération des propriétés rhéologiques complexes des métaux et des alliages dans l'élaboration des modèles mathématiques complexes simulant les différents procédés du travail des métaux par déformation.

Propriétés mécaniques des métaux et des alliages à des températures et vitesses de déformation différentes

1. ACIERS ET ALLIAGES

ACIERS AU CARBONE

Sur les conditions des essais du fer armco et des aciers au carbone

Acier, alliage	Conditions des essais		Numéro de la figure, du tableau	Bibliographie	Description de la méthode (voir l'Annexe)	Caractéristique des propriétés mécaniques
	T_{es}, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}				
Fer armco	20	$\sim 10^{-4}$	Fig. 4	[47]	+	S_k
	20	10^{2}-10^{-4}	Fig. 5	[77]	+	σ_t, S_k, ψ, δ
	20-1200	$\sim 10^{-4} \sim 10^{2}$	Tabl. 5	[51]	—	σ_t, δ, ψ, E_{max}
	20	$2 \cdot 10^{-3}$-$1{,}3 \cdot 10^{4}$	Fig. 6	[79]	+	σ
MCт2	600-1200	10^{-4}-10^{2}	Fig. 7	[36]	+	σ
08	20-600	$\sim 10^{-4}$	Tabl.6	[51]	—	σ_t, δ, ψ
	800-1200	0,3-10	Fig. 8	[67]	+	σ

08 кп	600-1200	10^{-2}-10^{2}	Fig. 9	[39]	+	σ
11	800-1300	0,003-30	Fig. 10	[84*]	+	ψ, δ
A 11	800-1300	0,003-30	Fig. 11	[84*]	+	ψ, δ
AC11	800-1300	0,003-30	Fig. 12	[84*]	+	ψ, δ
Type 12	800-1200	0,8-100	Fig. 13	[67]	+	σ
15	800-1200	0,3-10	Fig. 14	[67]	+	σ
	0-1200	0,2-650	Fig. 15	[67]	+	σ
	900-1200	1,5-100	Fig. 16	[21, 61]	+	σ
20	800-1200	0,3-10	Fig. 17	[67]	+	σ
	900-1200	0,5-50	Fig. 18	[32]	+	σ
	20-1200	$\sim 10^{-4} \sim 10^{2}$	Tabl.7	[51]	—	σ_t, δ, ψ, E_{max}
20 ct 40	20-600	$\sim 10^{-4}$	Tabl.8	[51]	—	σ_t, δ, ψ
25	800-1100	0,005-10	Fig. 19	[25, 27]	+	S_k
	800-1200	3,5-30	Fig. 20	[67]	+	σ
25-30	800-1200	0,3-10	Fig. 21	[67]	+	σ
Ст3	20-1200	$\sim 10^{-4} \sim 10^{2}$	Tabl.9	[37]	+	σ_t, ψ, δ, E_{max}
	900-1200	0,5-50	Fig. 22	[32]	+	σ
Ст3кп	800-1200	0,01-100	Fig. 23	[84]	+	σ, δ
	600-1200	10^{-3}-10^{3}	Fig. 24	[39]	+	σ
M40	700-1200	10^{-2}-10^{3}	Fig. 25	[39]	+	σ

Suite

Acier, alliage	Conditions des essais		Numéro de la figure, du tableau	Bibliographie	Description de la méthode (voir l'Annexe)	Caractéristique des propriétés mécaniques
	T_{es}, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}				
Cт3, Cт5, Cт10	600-1200	10^{-4}-50	Fig. 26	[29]	+	σ
40	20-1200	~ 10^{-4}	Tabl. 10	[51]	–	δ, ψ, σ_t
		~ 10^{2}	Tabl. 10	[51]	–	δ, E_{max}, ψ
45	800-1200	0,3-10	Fig. 27	[67]	+	σ
	900-1200	0,05-150	Fig. 28	[31]	+	σ
	900-1200	0,5-50	Fig. 29	[32]	+	σ
	800-1200	0,05-10	Fig. 30	[25-27]	+	S_k
	800-1200	0,01-100	Fig. 31	[84]	+	σ, δ
	20	10^{2}-10^{4}	Fig. 32	[77]	+	σ_t, S_k, ψ, δ
50	800-1150	10^{-4}-10^{2}	Fig. 33	[36]	+	σ
Cт5	800-1250	0,01-100	Fig. 34	[84]	+	σ, δ
55	800-1200	3,5-30	Fig. 35	[67]	+	σ
	900-1200	1,5-100	Fig. 36	[21, 61]	+	σ
	900-1200	0,5-50	Fig. 37	[32]	+	σ
50, 60, 70	600-1200	10^{-4}-50	Fig. 38	[29]	+	σ
M71	700-1200	10^{-2}-10^{3}	Fig. 39	[39]	+	σ
94Г	800-1200	0,3-10	Fig. 40	[67]	+	σ
100	900-1200	1,5-100	Fig. 41	[21, 61]	+	σ

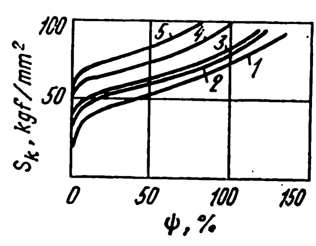


Fig. 4. Influence de la déformation préalable sur la valeur de la contrainte vraie à la rupture S_k du fer armco (99,82%) dans les conditions de la traction statique [47] :

Courbe	Réduction par tréfilage, %
1	Etat initial
2	12
3	18
4	40
5	60

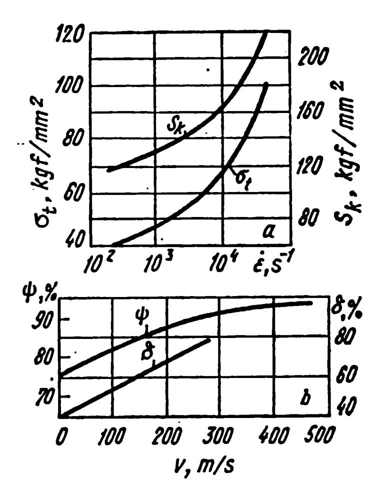


Fig. 5. Caractéristiques de plasticité (*a*) et de résistance (*b*) du fer armco à 20°C dans le cas de la charge dynamique [77].

Tableau 5

Propriétés mécaniques du fer armco dans les essais statiques et dynamiques (sur sonnette) à des températures différentes [51]

Température de l'essai, °C	Action dynamique des forces			Action statique des forces (traction)		
	compression E_{max}, %	traction		σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %
		δ, %	ψ, %			
20	78	38	75	38	36	72
100	79	37	75	35	33	72
200	71	41	77	41	26	58
300	64	36	73	41	24	55
400	63	25	69	35	30	56
500	67	26	69	20	37	66
600	71	31	73	11	33	74
700	73	43	81	5,8	36	83
800	75	57	83	4,3	55	84
900	76	42	54	3,5	46	80
1000	80	—	—	3,4	50	78
1100	82	20	25	2,9	58	100
1200	84	21	26	2,0	63	100

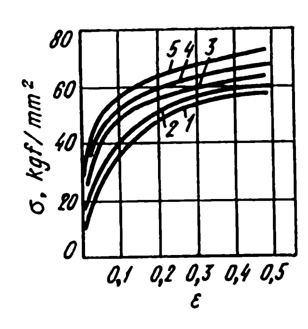


Fig. 6. Courbes de durcissement du fer armco (99,8%) à 20°C [79].
1 — $2\cdot10^{-3}$; *2* — $1,6\cdot10^{-3}$; *3* — $1,5\cdot10^{-2}$; *4* — $2\cdot10^{3}$; *5* — $1,33\cdot10^{4}$

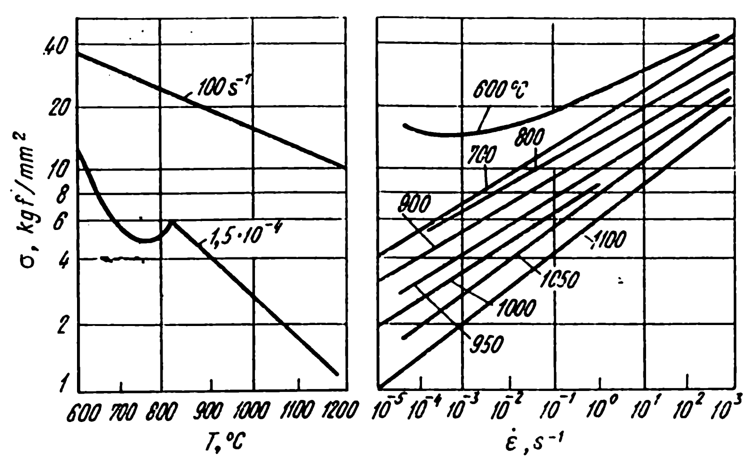


Fig. 7. Influence de la température et de la vitesse des essais sur la résistance à la déformation de l'acier MCт2 pour $\varepsilon = 40 \div 50\%$ [36].

Tableau 6

Propriétés mécaniques de l'acier 08 (charge statique de traction [51])

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ_{10}, %	ψ, %	Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ_{10}, %	ψ, %
20	31,8	34,7	76,9	450	24,3	33,0	77,6
100	30,6	18,0	74,0	500	20,1	33,3	77,9
200	40,3	16,3	65,2	550	14,6	41,3	85,2
300	38,5	24,0	67,8	600	10,8	48,5	90,1
400	28,0	31,4	76,9				

Nota. $v_{d.ou} = 0{,}8$ mm/mn. 2. Composition chimique : 0,07% C ; 0,27 % Mn ; 0,1% Si ; 0,022% S ; 0,019% P.

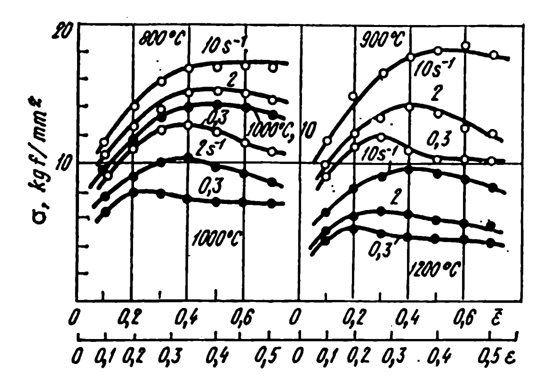


Fig. 8. Courbes de durcissement des éprouvettes en acier 08 [67] (0,87% C ; 0,003% Si ; 0,34% Mn ; 0,025% P ; 0,02% S) de dimension 8 × 12 mm après laminage à chaud et recuit.

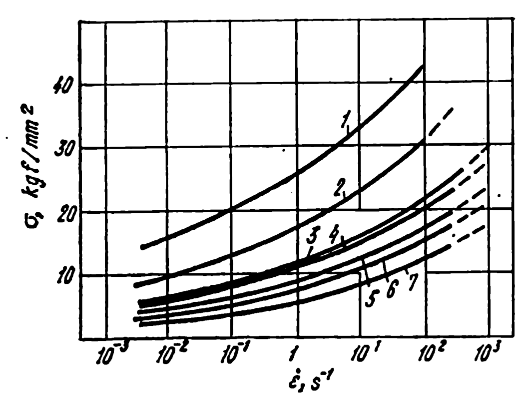


Fig. 9. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de σ de l'acier 08kп [89] (0,08% C ; 0,26% Mn ; 0,02% Si ; 0,039% S ; 0,02% P) pour ε = 30%. Température de l'essai, °C :

1 — 600 ; *2* — 700 ; *3* — 800 ; *4* — 900 ; *5* — 1000 ; *6* — 1100 ; *7* — 1200

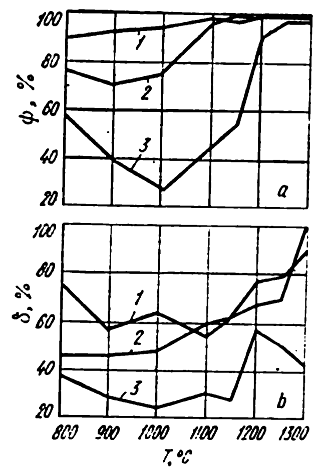


Fig. 10. Variation de ψ(*a*) et de δ(*b*) de l'acier 11 (0,15% C; 0,96% Mn; 0,14-0,02% Si; 0,014% P; 0,09% Cr; 0,17% Ni; 0,06% Al) en fonction de la température. Les coefficients de la formule (47) : $s = 0,842$; $\delta_0 = 10,3$ kgf/mm²; $a = 0,126$; $b = 0,188$; $c = 2,74$ [84]. Vitesse de déformation, s⁻¹ :
1 – 30; *2* – 1; *3* – 0,03

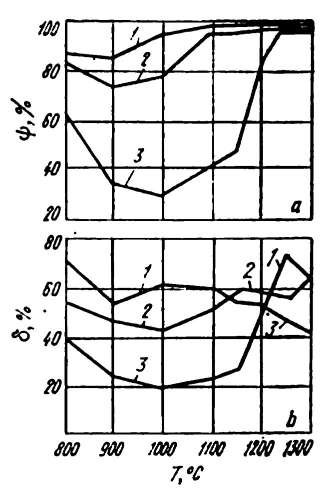


Fig. 11. Variation de ψ(*a*) et de δ(*b*) de l'acier A11 [84] (0,17% C; 0,96% Mn; 0,14% Si; 0,20% S; 0,014% P; 0,09% Cr; 0,17% Ni) en fonction de la température. Voir les notations de la fig. 10.

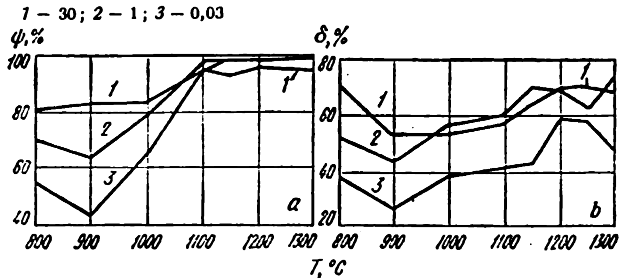


Fig. 12. Variation de ψ(*a*) et de δ(*b*) de l'acier AC11 [84] (0,15% C; 0,96% Mn; 0,14% Si; 0,18% S; 0,014% P; 0,09% Cr; 0,17% Ni; 0,10% Pb) en fonction de la température. Les coefficients de la formule (47) sont analogues à ceux de la fig. 10. Voir les notations de la fig. 10.

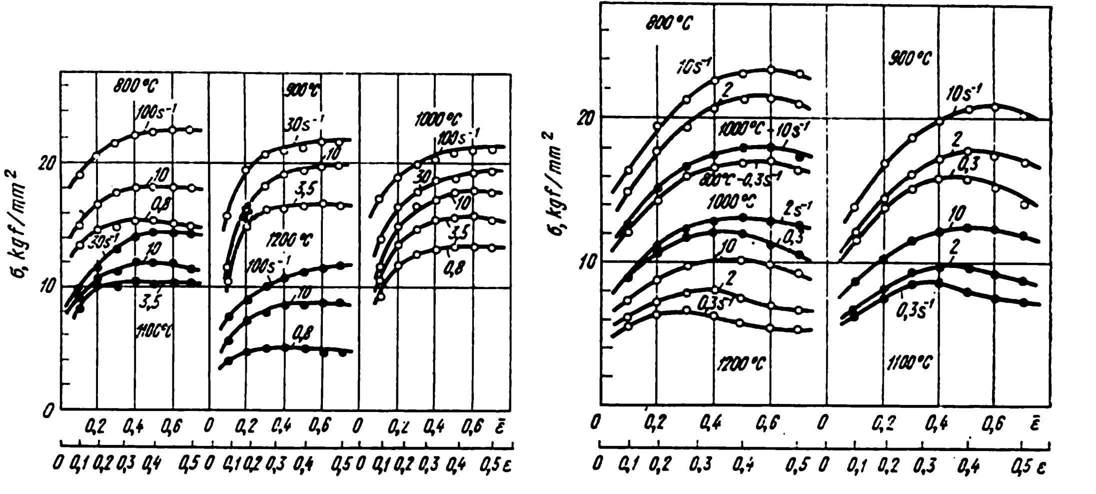


Fig. 13. Courbes de durcissement des éprouvettes de l'acier à 0,12% C [67] (0,20% Si ; 0,50% Mn ; 0,01% P ; 0,03% S ; 0,10% Si ; 0,08% Cr) de dimension 12 × 18 mm sous compression après forgeage et recuit. Les chiffres sur les courbes indiquent la vitesse de déformation, s^{-1}

Fig. 14. Courbes de durcissement des éprouvettes en acier 15 [67] (0,27% Si ; 0,48% Mn ; 0,014% P ; 0,03% S ; 0,27% Cu ; 0,1% Ni ; 0,7% Cr) de dimension 8 × 12 mm après laminage à chaud et recuit. Les chiffres sur les courbes indiquent la vitesse de déformation, s^{-1}

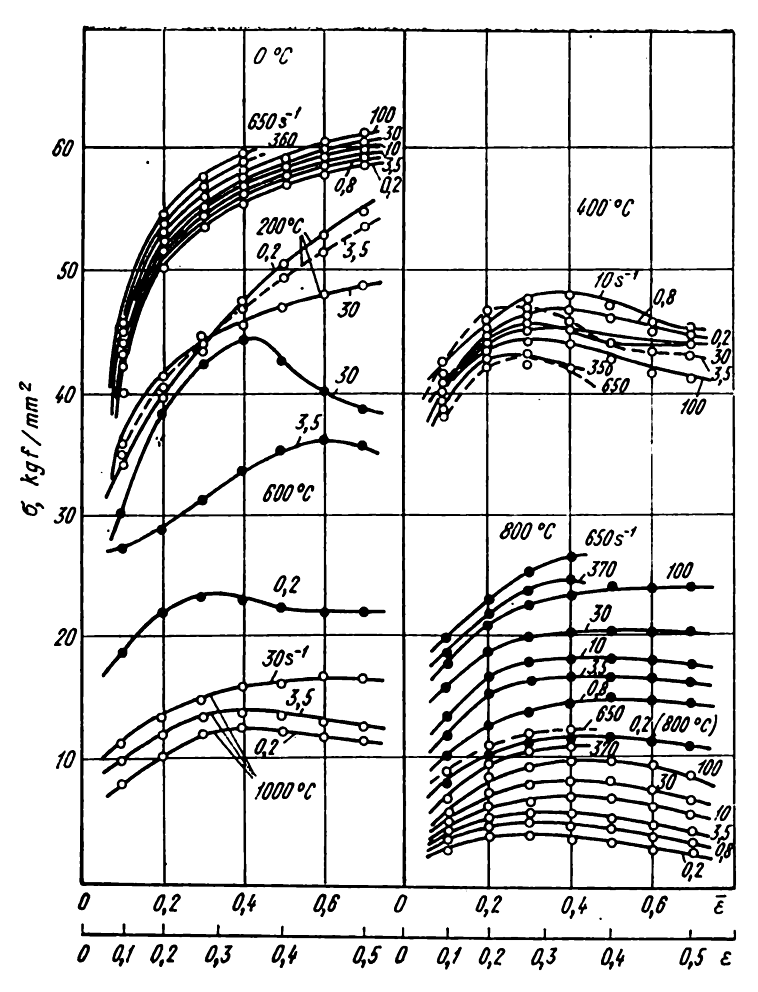


Fig. 15. Courbes des essais dynamiques des éprouvettes en acier 15 [67] (0,40% Mn ; 0,01% P ; 0,016% S) de dimensions 8 × 12 mm et 15 × 22,5 mm sous compression après forgeage et recuit. Les chiffres sur les courbes indiquent la vitesse de déformation, s^{-1}

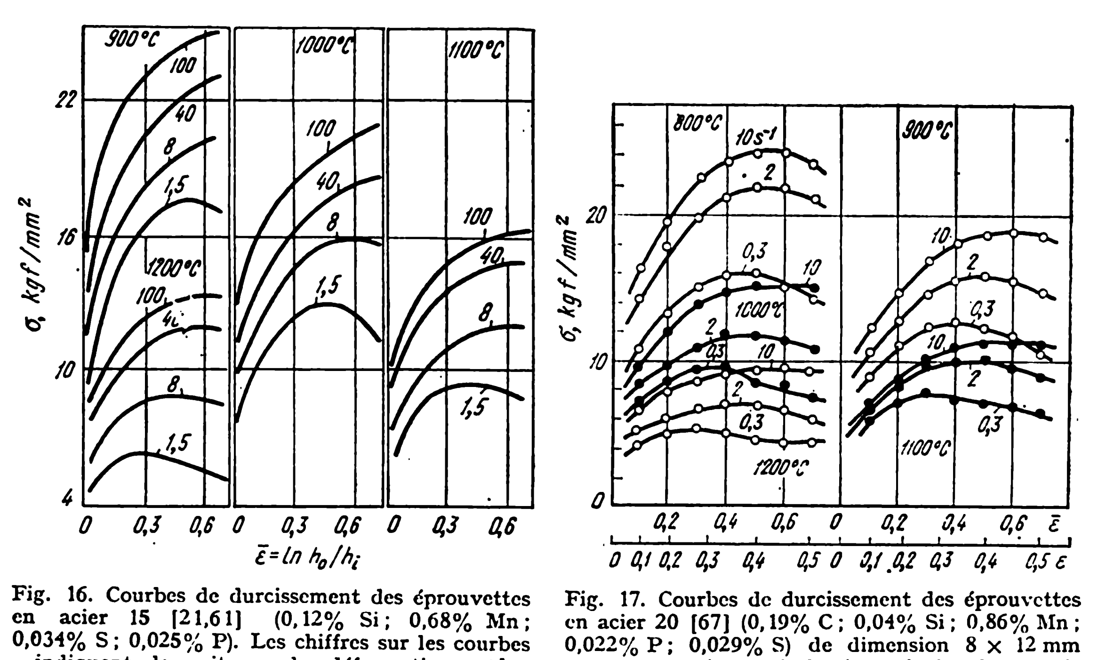


Fig. 16. Courbes de durcissement des éprouvettes en acier 15 [21,61] (0,12% Si ; 0,68% Mn ; 0,034% S ; 0,025% P). Les chiffres sur les courbes indiquent la vitesse de déformation, s^{-1}

Fig. 17. Courbes de durcissement des éprouvettes en acier 20 [67] (0,19% C ; 0,04% Si ; 0,86% Mn ; 0,022% P ; 0,029% S) de dimension 8 × 12 mm sous compression après laminage à chaud et recuit [67]. Les chiffres sur les courbes indiquent la vitesse de déformation, s^{-1}

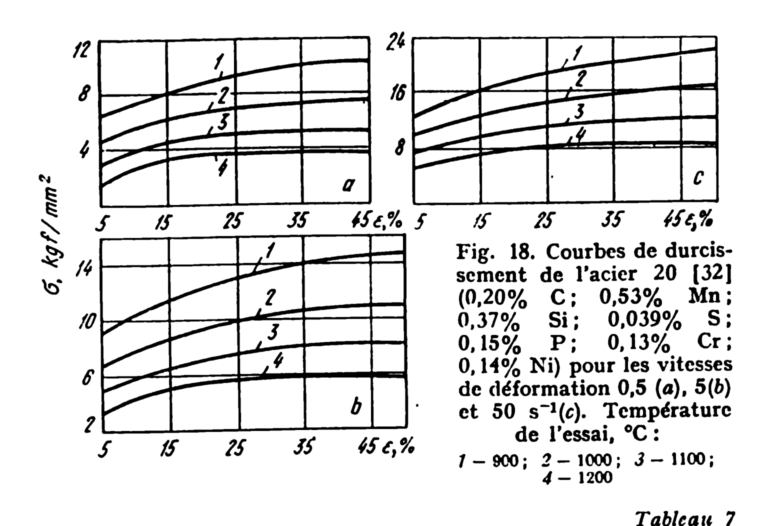


Fig. 18. Courbes de durcissement de l'acier 20 [32] (0,20% C; 0,53% Mn; 0,37% Si; 0,039% S; 0,15% P; 0,13% Cr; 0,14% Ni) pour les vitesses de déformation 0,5 (*a*), 5(*b*) et 50 s^{-1}(*c*). Température de l'essai, °C :
1 – 900; *2* – 1000; *3* – 1100; *4* – 1200

Tableau 7

Propriétés mécaniques de l'acier 20 (charges statique et dynamique [51])

Température de l'essai, °C	Action dynamique des forces			Action statique des forces (traction)		
	compression, E_{max}, %	traction		σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %
		δ, %	ψ, %			
20	80	39	70	47	28	62
100	81	37	67	45	25	62
200	78	37	68	46	23	51
300	76	32	55	46	21	49
400	67	19	58	47	25	63
500	70	20	60	37	28	75
600	76	97	71	25	33	86
700	79	51	91	13	39	94
800	82	55	93	9,1	51	96
900	88	63	95	7,7	55	99
1000	91	74	96	4,8	63	100
1100	92	77	97	3,1	59	100
1200	93	80	98	2,0	64	100

Nota. Composition chimique : 0,19% C; 0,28% Si; 0,51% Mn; 0,032% Ni; 0,21% Cr; 0,028% S; 0,015% P.

Propriétés mécaniques des aciers 20 et 40 (charge statique de traction [51])

Traitement thermique	Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	ψ, %	δ, %
		Acier 20		
Recuit à perlite lamellaire	20	38,0	74,5	23,8
	200	44,5	65,0	23,5
	350	42,5	71,0	36,4
	500	23,0	81,5	38,5
	600	13,0	93,5	54,5
Recuit à perlite globulaire	20	37,5	78,0	13,5
	200	44,0	71,0	18,5
	350	42,5	70,3	31,0
	500	24,0	84,0	40,5
	600	13,0	93,7	50,0
		Acier 40		
Recuit à perlite lamellaire	20	50,5	57,0	33,0
	200	51,0	56,0	23,5
	350	50,5	63,5	32,0
	500	29,0	81,0	44,0
	600	16,0	88,0	54,0
Recuit à perlite globulaire	20	49,0	52,5	34,0
	200	46,5	54,5	25,5
	350	46,5	68,5	31,0
	500	26,5	85,5	51,5
	600	18,0	92,0	54,2

Nota. 1. Composition chimique de l'acier 20 : 0,17% C ; 0,22% Si ; 0,44% Mn ; 0,12% Cu.

2. Composition chimique de l'acier 40 ; 0,39% C ; 0,26% Si ; 0,68% Mn ; 0,09% Cu.

3. Dimension des éprouvettes : diamètre — 6 mm ; longueur — 30 mm

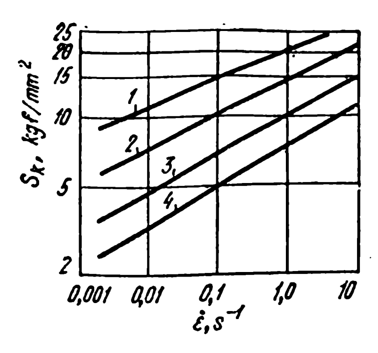


Fig. 19. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de S_k de l'acier 25(0,25% C ; 0,55% Mn ; 0,08% Cr ; 0,07% Ni ; 0,26% Si). Température de l'essai, °C :
1 — 800 ; 2 — 900 ; 3 — 1000 ; 4 — 1100

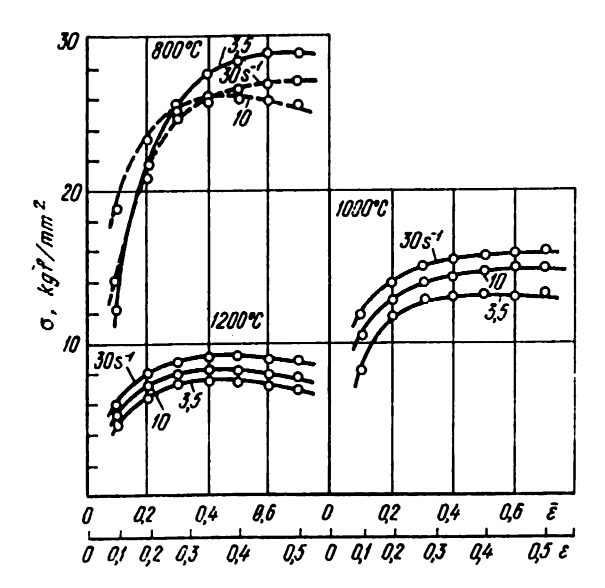


Fig. 20. Courbes de durcissement des éprouvettes en acier 25 [67] (0,25% C ; 0,08% Si ; 0,45% Mn ; 0,012% P ; 0,025% S) de dimension 12 × 18 mm après forgeage et recuit. Les chiffres sur les courbes indiquent la vitesse de déformation, s⁻¹

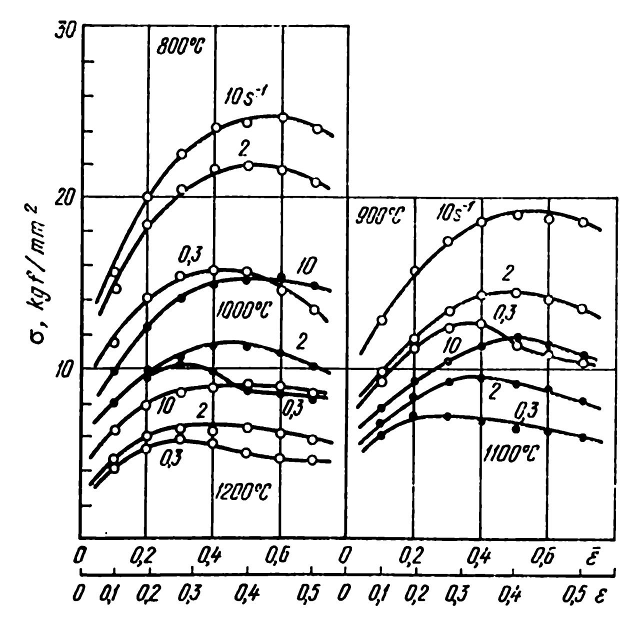


Fig. 21. Courbes de durcissement des éprouvettes de l'acier à 0,27% C [67] (0,28% Si; 0,53% Mn; 0,01% P; 0,012% S) de dimension 8 × × 12 mm soumises à la compression après laminage à chaud et recuit. Les chiffres sur les courbes indiquent la vitesse de déformation, s^{-1}

Tableau 9

Propriétés mécaniques de l'acier Cт 3 (charges statique et dynamique [37])

Température de l'essai, °C	Action dynamique des forces			Action statique des forces (traction)		
	compression, E_{max}, %	Traction		σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %
		δ, %	ψ, %			
20	78	32	63	57	26	61
100	81	35	66	50	24	66
200	76	33	67	48	21	64
300	70	31	64	49	21	61
400	60	24	61	51	25	66
500	66	19	55	40	29	81

Température de l'essai, °C	Action dynamique des forces			Action statique des forces (traction)		
	compression, E_{max}, %	Traction		σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %
		δ, %	ψ, %			
600	70	25	71	27	32	83
700	77	56	90	15	37	91
800	82	60	93	10	49	98
900	87	66	96	7,6	53	99
1000	90	77	96	4,9	56	100
1 100	92	74	97	3,1	58	100
1200	92	83	99	2,1	64	100

Nota. Composition chimique : 0,32% C ; 0,29% Si ; 0,63% Mn ; 0,17% Cr ; 0,025% Ni ; 0,018% S ; 0,009% P.

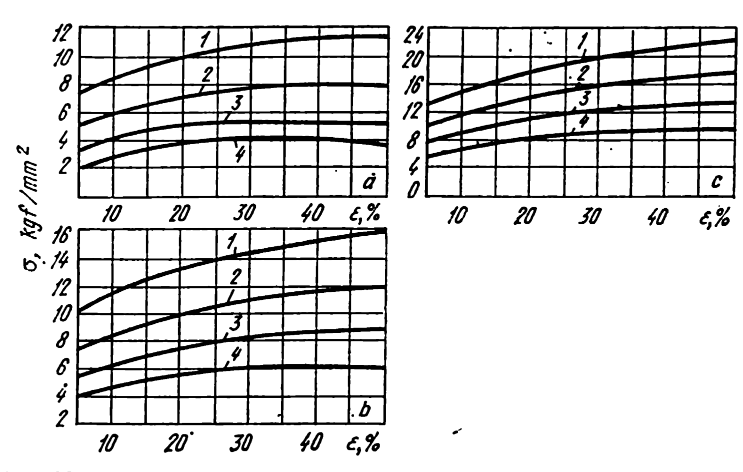
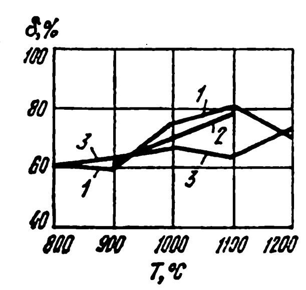


Fig. 22. Courbes de durcissement de l'acier Cт3 [32] (0,30% C ; 0,56% Mn 0,28% Si ; 0,30% S ; 0,10% P ; 0,12% Cr ; 0,15% Ni) pour les vitesses de déformation 0,5(*a*), 5(*b*) et 50 s^{-1}(*c*). Température de l'essai, °C : *1* — 900 ; *2* — 1000 ; *3* — 1100 ; *4* — 1200

Fig. 23. Variation de δ en fonction de la vitesse de déformation de l'acier Ст3кп [84] (0,16% C; 0,38% Mn; 0,22% S; 0,013% P). Les coefficients de la formule (47) : $s = 0{,}885$; $\sigma_0 = 7{,}79$ kgf/mm²; $a = 0{,}135$; $b = 0{,}164$; $c = -2{,}80$. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 – 1 ; 2 – 10 ; 3 – 100



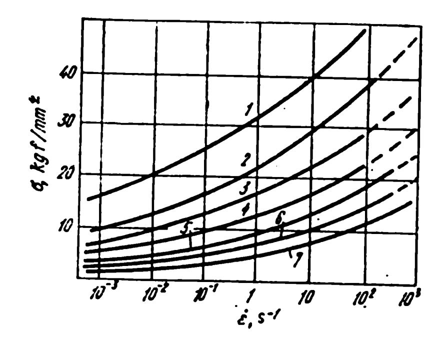


Fig. 24. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de σ de l'acier Ст3сп [39] (0,15% C; 0,50% Mn; 0,21% Si; 0,04% Cr; 0,10% Ni; 0,05% Cu) pour $\varepsilon = 30\%$. Température de l'essai, °C :

1 – 600 ; 2 – 700 ; 3 – 800 ; 4 – 900 ; 5 – 1000 ; 6 – 1100 ; 7 – 1200

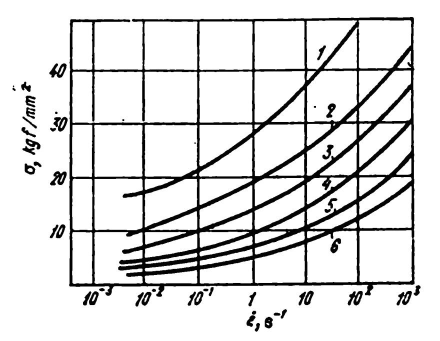


Fig. 25. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de σ de l'acier M40 [39] (0,41 %C ; 0,67 % Mn ; 0,35% Si) pour $\varepsilon = 30\%$. Température de l'essai, °C:

1 – 700 ; 2 – 800 ; 3 – 900 ; 4 – 1000 ; 5 – 1100 ; 6 – 1200

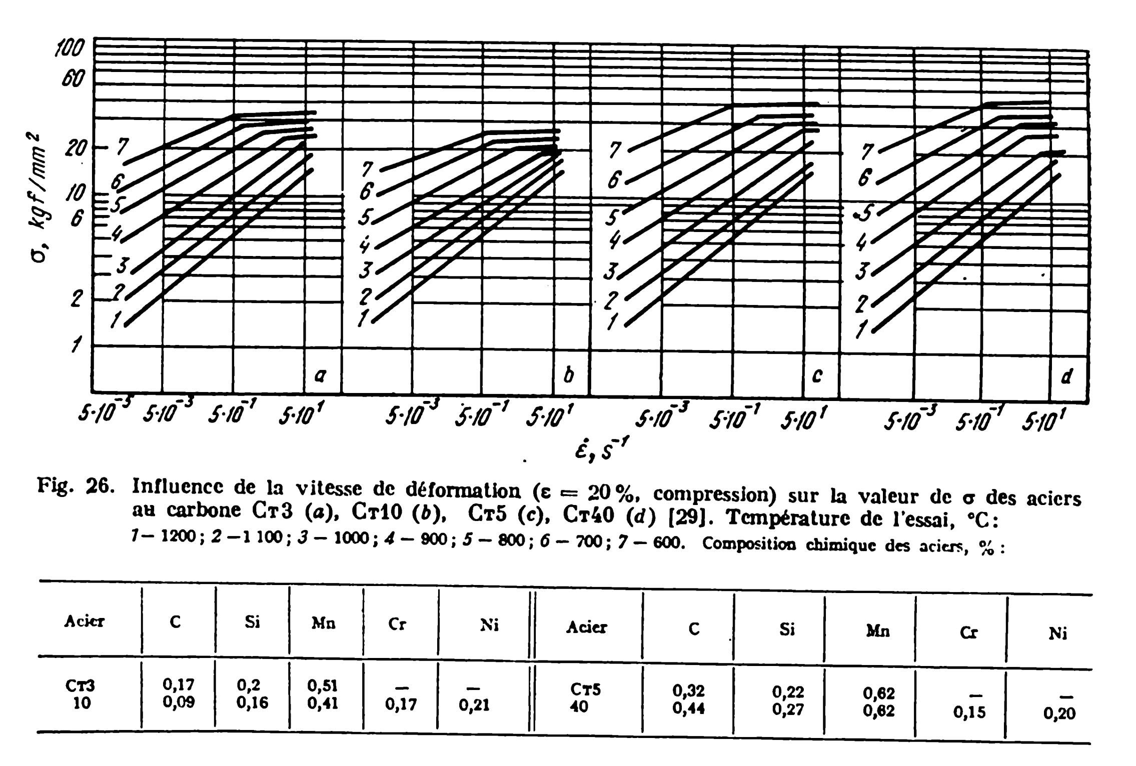


Fig. 26. Influence de la vitesse de déformation ($\varepsilon = 20\,\%$, compression) sur la valeur de σ des aciers au carbone Cт3 (*a*), Cт10 (*b*), Cт5 (*c*), Cт40 (*d*) [29]. Température de l'essai, °C: 1 — 1200; 2 — 1 100; 3 — 1000; 4 — 900; 5 — 800; 6 — 700; 7 — 600. Composition chimique des aciers, % :

Acier	C	Si	Mn	Cr	Ni	Acier	C	Si	Mn	Cr	Ni
Cт3	0,17	0,2	0,51	—	—	Cт5	0,32	0,22	0,62	—	—
10	0,09	0,16	0,41	0,17	0,21	40	0,44	0,27	0,62	0,15	0,20

Propriétés mécaniques de l'acier 40 (charges statique et dynamique [51])

Température de l'essai, °C	Action dynamique des forces			Action statique des forces (traction)		
	compression E_{max}, %	traction		σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %
		δ, %	ψ, %			
20	64	27	56	60	23	51
100	68	29	54	56	24	53
200	65	28	55	53	18	50
300	63	28	54	57	16	48
400	55	20	52	59	23	56
500	61	15	43	45	25	58
600	62	28	68	32	30	79
700	76	57	69	17	36	92
800	82	61	93	11	48	90
900	87	66	95	8,3	60	100
1000	90	77	97	5,1	53	100
1100	91	81	98	3,1	63	100
1200	92	84	99	2,1	64	100

Nota. Composition chimique : 0,45% C ; 0,67% Mn ; 0,21% Si ; 0,11% Cr ; 0,03% S.

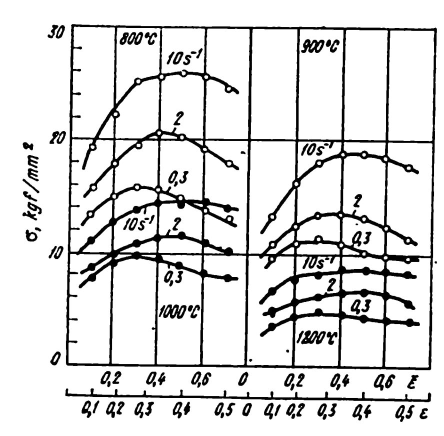


Fig. 27. Courbes de durcissement des éprouvettes en acier 45 [67] (0,43% C ; 0,26% Si ; 0,74% Mn ; 0,022% P ; 0,016% S) de dimension 8 × 12 mm après laminage à chaud et recuit

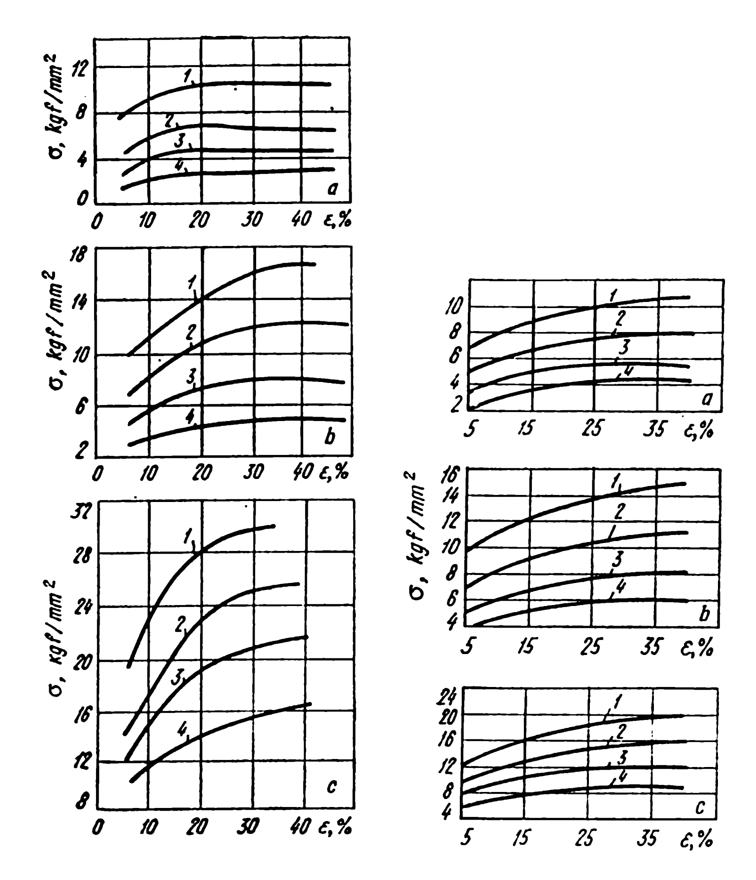


Fig. 28. Courbes de durcissement des éprouvettes en acier 45 [31] (0,44% C; 0,63% Mn; 0,29% Si; 0,022% P; 0,031% S; 0,09% Cr; 0,13% Ni; 0,20% Cu) pour les vitesses de déformation 0,05 (*a*), 7,5 (*b*), 150 s^{-1}(*c*). Température de l'essai, °C :

1 — 900; *2* — 1000; *3* — 1100; *4* — 1200

Fig. 29. Courbes de durcissement des éprouvettes en acier 45 (0,48% C; 0,53% Mn; 0,22% Si; 0,028% S; 0,025% P; 0,07% Cr; 0,11% Ni) pour les vitesses de déformation 0,5 (*a*), 5 (*b*) et 50 s^{-1} (*c*). Température de l'essai, °C :

1 — 900; *2* — 1000; *3* — 1100; *4* — 1200

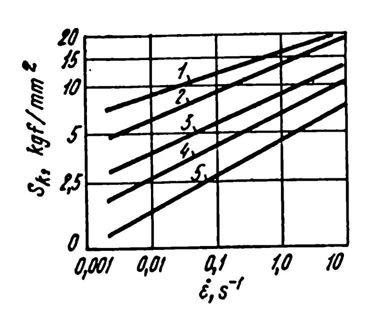


Fig. 30. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de S_k des éprouvettes en acier 45 [25-27] (0,43% C; 0,50% Mn; 0,06% Cr; 0,06% Ni; 0,23% Si) Température de l'essai, °C :

1 – 800; *2* – 900; *3* – 1000; *4* – 1100; *5* – 1200

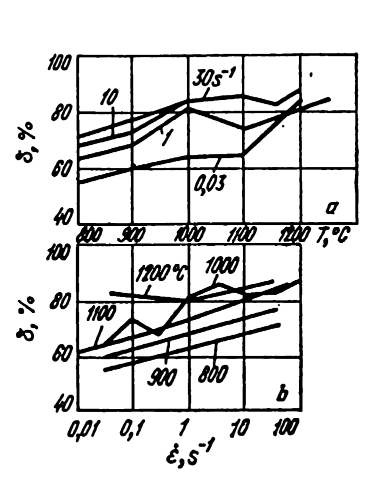


Fig. 31. Variation de δ en fonction de la température (*a*) et de la vitesse de déformation (*b*) de l'acier 45 [84] (0,47% C; 0,61% Mn; 0,34% Si; 0,027% S; 0,012% P; 0,08% Cr; 0,07% Ni; 0,13% Cu). Les coefficients de la formule (47) :

$s = 1,0$; $\sigma_0 = 8,74$ kgf/mm²; $a = 0,143$; $b = 0,173$; $c = 3,05$

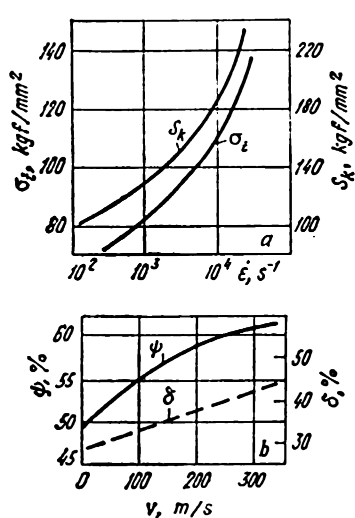


Fig. 32. Caractéristiques de résistance (*a*) et de plasticité (*b*) de l'acier 45 à 20°C dans le cas de la charge dynamique [77]

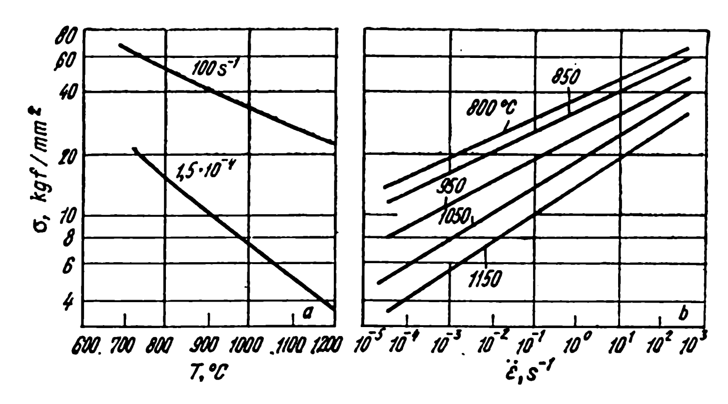


Fig. 33. **Influence de la température et de la vitesse des essais sur la résistance à la déformation de l'acier 50 pour $\varepsilon = 40 \div 50\%$ [36]**

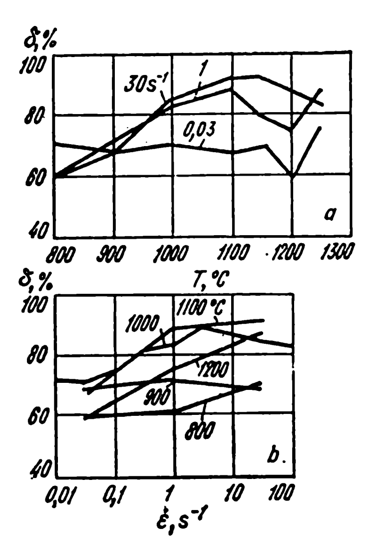
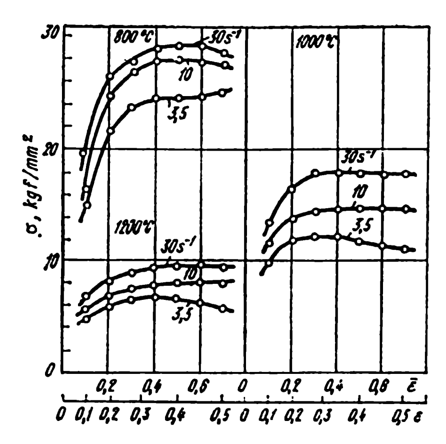


Fig. 34. Variation de δ en fonction de la température (*a*) et de la vitesse de déformation (*b*) de l'acier Ст5сп [84] (0,32% C ; 0,73% Mn ; 0,31% Si ; 0,028% S ; 0,016% P ; 0,06% Cr ; 0,10% Ni ; 0,20% Cu). Les coefficients de la formule (47) :

$s = 0{,}917$; $\sigma_0 = 8{,}95$ kgf/mm² ; $a = -0{,}144$; $b = 0{,}208$; $c = -3{,}35$

Fig. 35. Courbes de durcissement des éprouvettes en acier 55 [67] (0,55% C; 0,24% Si; 0,73% Mn; 0,014% P; 0,016% S) de dimension 12 × 18 mm après forgeage et recuit



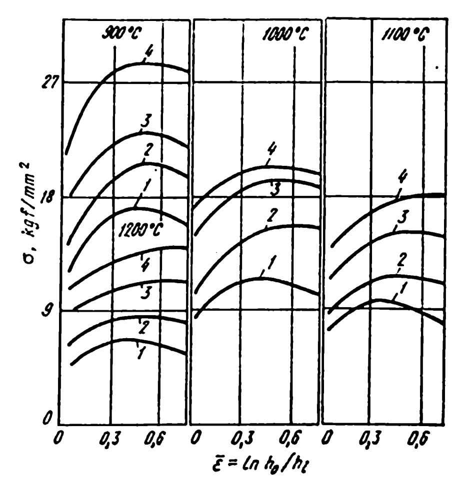


Fig. 36. Courbes de durcissement de l'acier 55 [21, 61] (0,56% C; 0,26% Si; 0,28% Mn; 0,014% S; 0,013% P; 0,12% Cr; 0,09% Ni). Vitesse de déformation, s^{-1}:

1 — 1,5; *2* — 8; *3* — 40; *4* — 100

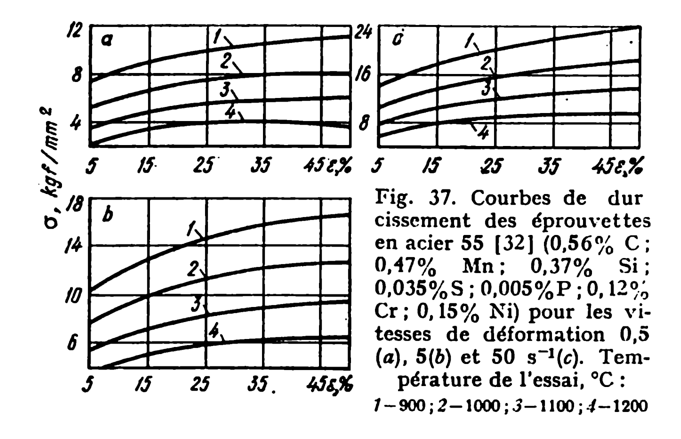


Fig. 37. Courbes de durcissement des éprouvettes en acier 55 [32] (0,56% C ; 0,47% Mn ; 0,37% Si ; 0,035% S ; 0,005% P ; 0,12% Cr ; 0,15% Ni) pour les vitesses de déformation 0,5 (*a*), 5(*b*) et 50 s^{-1}(*c*). Température de l'essai, °C :
1 — 900 ; *2* — 1000 ; *3* — 1100 ; *4* — 1200

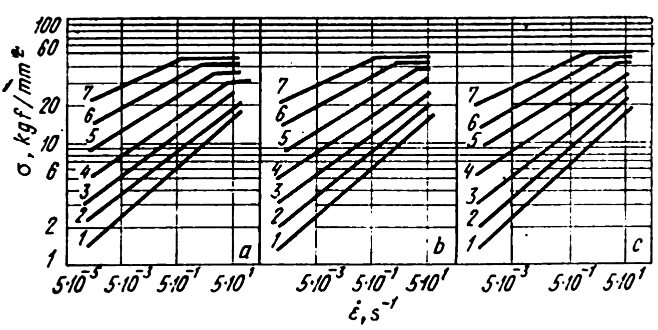


Fig. 38. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de σ des aciers à haut carbone 50(*a*), 60 (*b*) et 70 (*c*) [29]. Température de l'essai, °C :
1 — 1200 ; *2* — 1100 ; *3* — 1000 ; *4* — 900 ; *5* — 800 ; *6* — 700 *7* — 600 (ε = 20%, compression). Composition chimique des aciers, % :

Acier	C	Si	Mn	Cr	Ni
50	0,48	0,22	0,61	0,18	0,19
60	0,61	0,27	0,64	0,21	0,20
70	0,68	0,31	0,72	0,22	0,21

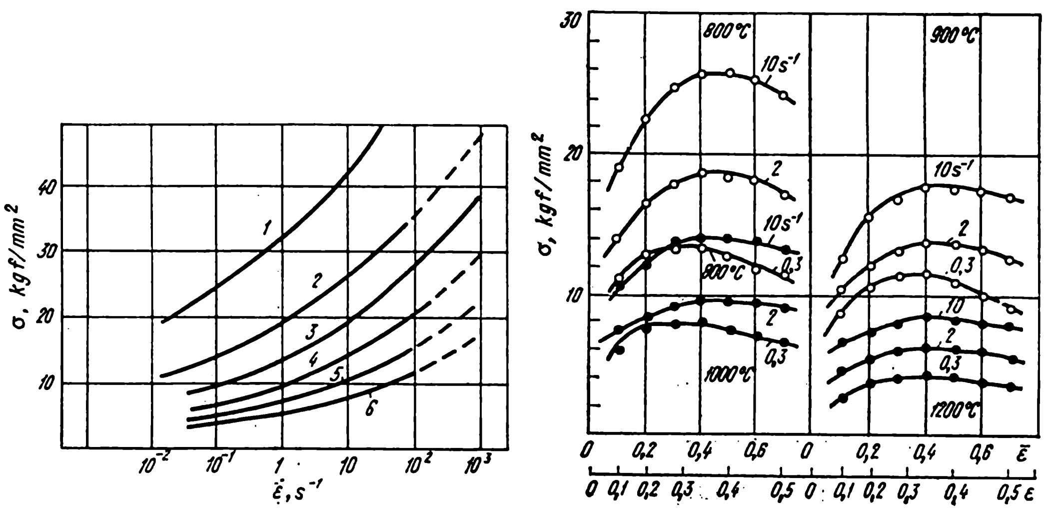


Fig. 39. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de σ des éprouvettes en acier M71 pour ε = 30% [39] (0,65% C; 0,76% Mn; 0,28% Si; 0,045% S; 0,035% P). Température de l'essai, °C : *1* — 700; *2* — 800; *3* — 900; *4* — 1000; *5* — 1100; *6* — 1200

Fig. 40. Courbes de durcissement des éprouvettes en acier à haut carbone 95Г [67] (0,96% C; 0,087% Si; 0,91% Mn; 0,033% P; 0,029% S) de dimension 8 × 12 mm après laminage à chaud et recuit

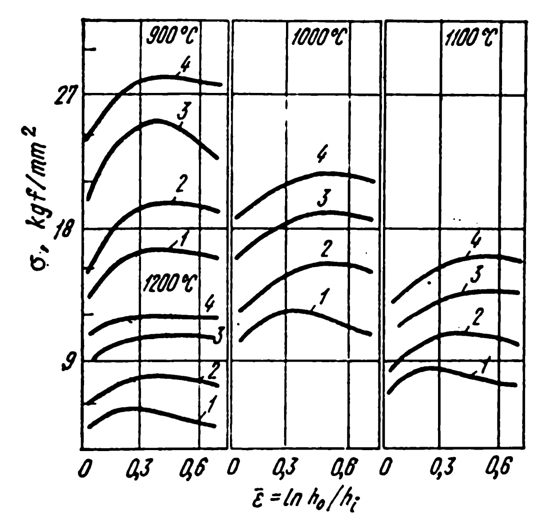


Fig. 41. Courbes de durcissement de l'acier à haut carbone 100 [21, 61] (1,00% C ; 0,19% Si ; 0,17% Mn ; 0,27% S ; 0,023% P ; 0,10% Cr ; 0,09% Ni). Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — 1,5 ; *2* — 8 ; *3* — 40 ; *4* — 100

Sur les conditions des essais des aciers à alliage moyen

Acier, alliage	Conditions des essais		Numéro de la figure, du tableau	Bibliographie	Description de la méthode (voir l'Annexe)	Caractéristique des propriétés mécaniques
	T_{es}, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}				
Type 15Г2	800-1200	0,3-10	Fig. 42	[67]	+	σ
	800-1200	0,3-10	Fig. 43	[67]	+	σ
35Г2	800-1300	10^{-3}-100	Fig. 44	[84]	+	σ, δ
09Г2, 19Г, 30Г, 40Г, 50Г, 60Г	600-1200	10^{-4}-50	Fig. 45	[29]	+	σ
35ГС	800-1250	0,01-100	Fig. 46	[84]	+	σ, δ
Type 35Г2М	900-1200	1,5-100	Fig. 47	[21, 61]	+	σ
ЭИ142	600-1200	10^{-4}-50	Fig. 48	[29]	+	σ
14ГН	900-1200	0,5-50	Fig. 49	[32]	+	σ
Type 06Х	900-1200	1,5-100	Fig. 50	[21, 61]	+	σ
20Х	600-1200	10^{-4}-100	Fig. 51	[36]	+	σ
	20-1200	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Tabl. 11	[51]	—	σ_t, $\sigma_{éc}$, δ, ψ
30Х	600-1200	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 12	[51]	—	σ_t, δ, ψ

40X	900-1200 20-1200 800-1250	0,5-50 $\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$ 10^{-3}-10^{3}	Fig. 52 Tabl. 13 Fig. 53	[32] [51] [84]	+ — +	σ σ_t, δ, ψ σ, δ
20X, 30X, 40X, 50X	600-1200	10^{-4}-50	Fig. 54	[29]	+	σ
30XΦ	700-1200	10^{-4}-10^{2}	Fig. 55	[36]	+	σ
20XΦ, 40XΦ, 8XΦ	600-1200	10^{-4}-50	Fig. 56	[29]	+	σ
4XC, 6XC, 9XC	600-1200	10^{-4}-50	Fig. 57	[29]	+	σ
40XΓ, 50XΓA, XΓ	600-1200	10^{-4}-50	Fig. 58	[29]	+	σ
20XΓ2Ц	800-1200	10^{-2}-10^{2}	Fig. 59	[84]	+	σ, δ
20XΓC, 30XΓC	600-1200	10^{-4}-50	Fig. 60	[29]	+	σ
30XΓCA	20 700-1200 20-500	10^{-4} 10^{-3}-10^{3} $\sim 10^{-4}$	Fig. 61 Fig. 62 Tabl. 14	[47] [39] [43]	+ + +	S_k σ σ_t, $\sigma_{0,2}$, δ, E, μ
30XΓCHA Type 10XH 20XH, 40XH, 50XH Type 15XM	20-500 800-1200 600-1200 800-1200	$\sim 10^{-4}$ 0,3-10 10^{-4}-50 0,8-100	Tabl. 15 Fig. 63 Fig. 64 Fig. 65	[43] [67] [29] [67]	+ + + +	σ_t, $\sigma_{0,2}$, δ, E, μ σ σ σ

Suite

Acier, alliage	Conditions des essais		Numéro de la figure, du tableau	Bibliographie	Description de la méthode (voir l'Annexe)	Caractéristique des propriétés mécaniques
	T_{es}, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}				
30XM	700-1200	10^{-4}-10^{2}	Fig. 66	[36]	+	σ
20XM, 30X2M, 35X2M, 12XM	600-1200	10^{-4}-50	Fig. 67	[29]	+	σ
14XГCH	900-1200	10^{-3}-30	Fig. 68	[25]	+	S_k
40XГH	20-1200	$\sim10^{-4}$; $\sim10^{3}$	Tabl. 16	[51]	—	σ_t, ψ, δ
TypeXГH	800-1200	0,3-10	Fig. 69	[67]	+	σ
15CXHД	800-1100	10^{-4}-10^{3}	Fig. 70	[36]	+	σ
	900-1200	0,5-50	Fig. 71	[32]	+	σ
18XHMA, 25XHMA, 40XHMA, 50XHM	600-1200	10^{-4}-50	Fig. 72	[29]	+	σ
45XHMФA, 35XHMA	600-1200	10^{-4}-50	Fig. 73	[29]	+	σ
Type 12XHMФA	800-1200	0,3-10	Fig. 74	[67]	+	σ
30ГCHA	800-1200	$\sim10^{3}$	Fig. 75	[46]	+	q
5XHT, 5XHM	20-600	10^{-4}; 10^{2}	Fig. 76	[51]	—	σ_t, ψ, δ, a_{ch}
Type 20XГHM	800-1200	0,3-10	Fig. 77	[67]	+	σ
40XГHM	800-1250	0,01-100	Fig. 78	[84]	+	σ, δ
XBГ	800-1200	0,05-150	Fig. 79	[31]	+	σ

18ХНВА	800-1200	0,05-150	Fig. 80	[31]	+	σ
18ХНВ, 25ХНВ 18ХНВА	600-1200 20-1300	10^{-4}-50 10^{-4}; 10^{2}	Fig. 81 Tabl. 17	[29] [37]	+ +	σ σ_t, δ, ψ, a_{ch}, HB
18ХНМВА 18ХНВА 40ХНМА Type 20Х5НГ2 Type 20ХНМ	900-1200 20-500 20-500 800-1200 800-1200	10^{2}-10^{3} 10^{-4}-10^{-3} 10^{-4}-10^{-3} 3,5-30 3,5-30	Fig. 82 Tabl. 18 Tabl. 19 Fig. 83 Fig. 84	[46] [43] [43] [67] [67]	+ + + + +	q E, σ_t, $\sigma_{0,2}$, δ, μ E, σ_t, $\sigma_{0,2}$, δ, μ σ σ
Type 35ХГН3М 13Н3А Type 25Х3НМ	900-1200 700-1200 900-1200	1,5-100 10^{-4}-10^{2} 1,5-100	Fig. 85 Fig. 86 Fig. 87	[21, 61] [36] [21, 61]	+ + +	σ σ σ
Type 15Х3НГ et 35Х4НГ2	800-1200	3,5-30	Fig. 88	[67]	+	σ
25Н3, 15Н5А, 21Н5А	600-1200	10^{-4}-50	Fig. 89	[29]	+	σ
30Х3НМВ (СП33)	800-1250	0,01-150	Fig. 90	[84]	+	σ, δ
Type 15Х4НГ, 15Х3НГ2	800-1200	3,5-30	Fig. 91	[67]	+	σ
Type 30Х3Н Type 30Х4Н	800-1200 800-1200	3,5-30 3,5-30	Fig. 92 Fig. 93	[67] [67]	+ +	σ σ

Suite

Acier, alliage	Conditions des essais		Numéro de la figure, du tableau	Bibliographie	Description de la méthode (voir l'Annexe)	Caractéristique des propriétés mécaniques
	T_{es}, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}				
Type 30Х3Н, 30Х3НГ2	800-1200	3,5-30	Fig. 94	[67]	+	σ
Type 15Х5М	800-1200	0,8-100	Fig. 95	[67]	+	σ
20ХН3А, 12ХН2, 12ХН3	600-1200	10^{-4}-50	Fig. 96	[29]	+	σ
12ХН3А	20-1300	$\sim10^{-4}$; $\sim10^{2}$	Tabl.20	[37]	+	σ_t, δ, ψ, a_{ch}, HB
	900-1200	0,5-50	Fig. 97	[32]	+	σ
	600-1200	10^{-4}-10^{2}	Fig. 98	[36]	+	σ
	700-1200	10^{-3}-10^{3}	Fig. 99	[39]	+	σ
20ХН3В	700-1200	10^{-4}-10^{3}	Fig. 100	[36]	+	σ
12Х2Н4А, 30ХН3А	600-1200	10^{-4}-50	Fig. 101	[29]	+	σ
35Х2Н3	600-1200	$\sim10^{-4}$	Tabl. 21	[51]	—	σ_t, δ, ψ
Type 30Х3Н3	800-1200	3,5-30	Fig. 102	[67]	+	σ
Type 30Х4Н3, 30Х3Н3	800-1200	3,5-30	Fig. 103	[67]	+	σ
32НКД	900-1200	2-100	Fig. 104	[48]	+	σ
В2Ф	800-1200	10^{-3}-10^{2}	Fig. 105	[84]	+	σ, δ

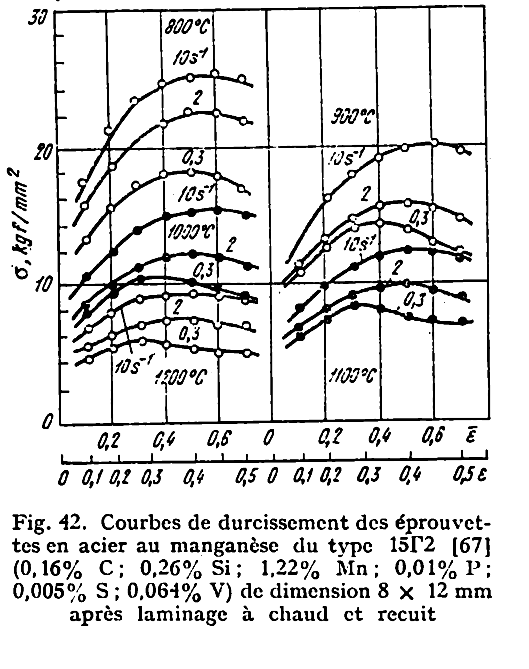


Fig. 42. Courbes de durcissement des éprouvettes en acier au manganèse du type 15Γ2 [67] (0,16% C; 0,26% Si; 1,22% Mn; 0,01% P; 0,005% S; 0,064% V) de dimension 8 × 12 mm après laminage à chaud et recuit

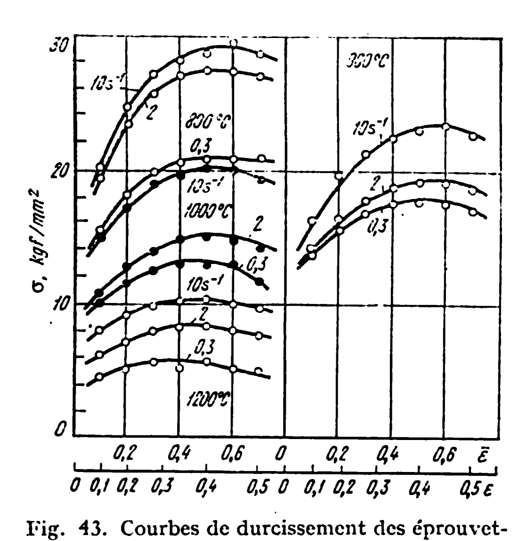


Fig. 43. Courbes de durcissement des éprouvettes en acier au manganèse du type 15Γ2 [67] (0,15% C; 0,33% Si; 1,3% Mn; 0,017% P; 0,014% S) de dimension 8 × 12 mm après laminage à chaud et recuit

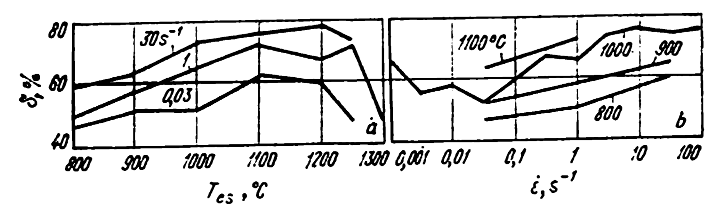


Fig. 44. Variation de δ en fonction de la température (*a*) et de la vitesse de déformation (*b*) de l'acier 35Г2 [84] (0,36% C; 1,41% Mn; 0,30% Si; 0,086% S; 0,12% Cr; 0,09% Ni; 0,09% Cu). Les coefficients de la formule (47) :

$s = 0{,}94$; $\sigma_0 = 8{,}35$ kgf/mm²; $a = 0{,}151$; $b = 0{,}122$; $c = -3{,}66$

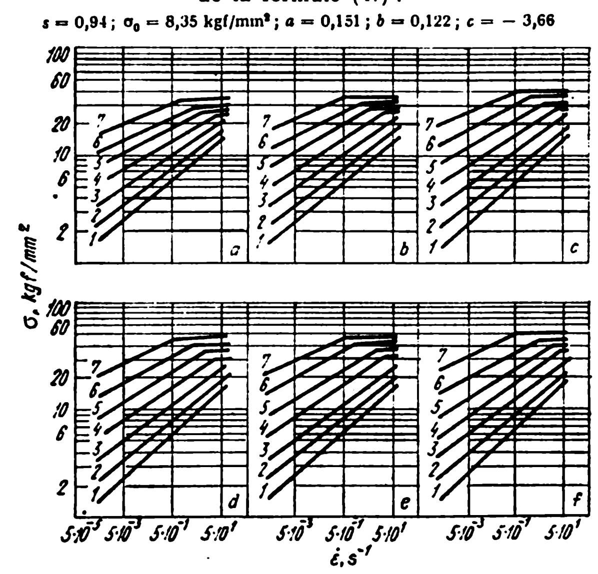


Fig. 45. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de σ des aciers au manganèse [29] (ε = 20%, compression). Température de l'essai, °C :

1 — 1200; *2* — 1100; *3* — 1000; *4* — 900; *5* — 800; *6* — 700; *7*—600. Composition chimique des aciers, % :

Fig.	Acier	C	Mn	Fig.	Acier	C	Mn
a	09Г2	0,08	1,25	*d*	40Г	0,39	0,81
b	19Г	0,19	0,74	*e*	50Г	0,43	0,82
c	30Г	0,32	1,02	*f*	60Г	0,59	0,70

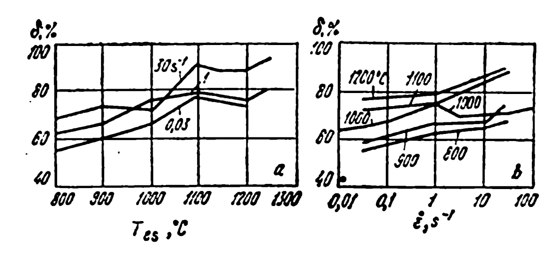


Fig. 46. Variation de δ en fonction de la température (*a*) et de la vitesse de déformation (*b*) de l'acier 35ГС[84](0,32% C ; 0,99% Mn ; 0,78% Si ; 0,03% S). Les coefficients de la formule (47) :

$s = 0{,}975$; $\sigma_0 = 8{,}96$ kgf/mm² ; $a = 0{,}136$; $b = 0{,}187$; $c = -2{,}79$

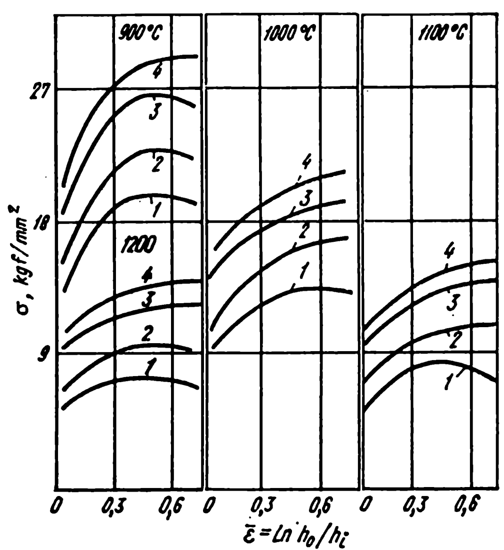


Fig. 47. Courbes de durcissement de l'acier au molybdène et au manganèse du type 35Г2M [21, 61] (0,35% C ; 0,27% Si ; 1,49% Mn ; 0,041% S ; 0,037% P ; 0,03% Cr ; 0,11% Ni ; 0,28% Mo). Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — 1,5 ; *2* — 8 ; *3* — 40 ; *4* — 100

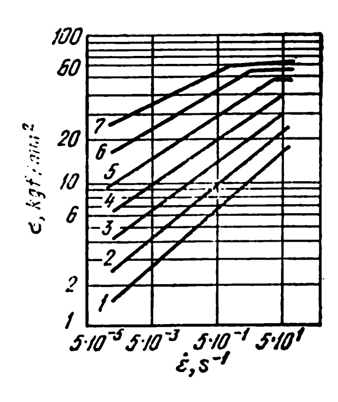


Fig. 48. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de σ de l'acier ЭИ142 [29] (0,71% C; 1,37% Si; 0,53% Mn; 0,27% Cr; 0,19% Ni)(e= = 20%, compression). Température de l'essai, °C :

1 — 1200; *2* — 1100; *3* — 1000; *4* — 900; *5* — 800; *6* — 700; *7* — 600

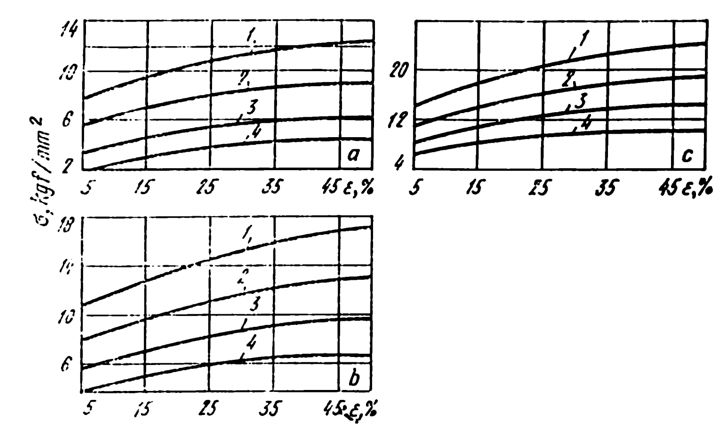


Fig. 49. Courbes de durcissement de l'acier 14ГН [32] (0,18% C; 0,85% Mn; 0,27% Si; 0,036% S; 0,040% P; 1,10% Cr; 0,55% Ni) pour les vitesses de déformation 0,5 (*a*), 5 (*b*) et 50 s^{-1} (*c*). Température de l'essai, °C :

1 — 900; *2* — 1000; *3* — 1100; *4* — 1200

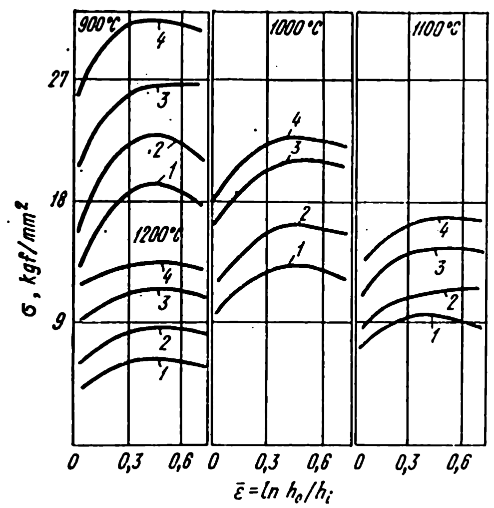
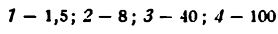


Fig. 50. Courbes de durcissement de l'acier 06X [21, 61] (0,06% C; 0,22% Si; 0,40% Mn; 0,019% S; 0,031% P; 0,41% Cr; 0,17% Ni). Vitesse de déformation, s^{-1} :



1 — 1,5; 2 — 8; 3 — 40; 4 — 100

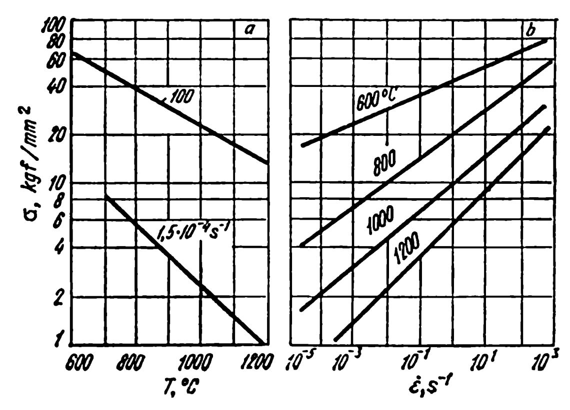


Fig. 51. Influence de la température et de la vitesse des essais sur la valeur de σ de l'acier 20X pour $\varepsilon = 40 \div 50\%$ [36]

Tableau 11

Propriétés mécaniques de l'acier 20 X (charges statique et dynamique [51])

Température de l'essai, °C	Traction statique				Traction dynamique	
	$\sigma_{éc}$, kgf/mm²	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %	ψ, %	δ, %
20	42	58	26,6	64,5	72,5	31,5
100	35,6	50,02	28,0	66,02	75,0	28,4
200	31,6	49,5	21,0	65,12	73,0	27,0
300	38,4	51,0	25,0	70,12	74,8	25,0
400	34,6	54,0	23,4	73,52	74,5	20,5
500	26,6	47,0	26,2	74,52	74,5	25,8
600	21,6	30,0	35,0	77,02	88,0	42,5
700	16,4	17,4	43,0	84,0	92,5	43,7
800	7,2	10,7	54,0	90,0	89,0	51,10
900	4,85	7,6	61,0	88,02	96,0	64,0
1000	3,66	5,28	70,0	94,02	97,3	69,0
1100	2,1	3,8	66,0	100,00	98,5	72,3
1200	1,15	2,5	66,0	100,00	97,0	63,0

Nota. Composition chimique : 0,21% C ; 0,52% Mn ; 0,44% Cr ; 0,25% Si ; 0,024% S ; 0,02% P.

Tableau 12

Propriétés mécaniques de l'acier 30 X (charge statique [51])

Température de l'essai, °C	Température de surchauffe, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %
600	850	34,05	32,4	89,6
650	850	26,60	35,3	90,5
705	900	19,21	44,8	94,3
750	900	12,34	56,7	91,7
770	950	11,45	76,4	78,6
790	950	11,09	54,2	82,7

Température de l'essai, °C	Température de surchauffe, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %
795	950	11,73	45,2	80,9
796	950	11,64	45,5	81,3
798	950	12,34	42,2	77,2
800	950	11,74	47,6	79,3
805	950	11,49	40,4	77,9
810	950	11,24	44,0	79,5
820	950	11,57	65,4	97,8
850	1000	10,60	63,6	98,5
900	1050	8,95	74,0	99,2
1000	1150	5,70	72,8	100,0
1100	1150	3,69	73,6±4,9	100,0
1150	1150	3,19	95,2	100,0
1200	1200	2,53	78,6	100,0

Nota. Composition chimique : 0,26% C; 0,70% Cr; 0,12% Mo; 0,30% Mn; 0,20% Si; 0,037% P; 0,016% S.

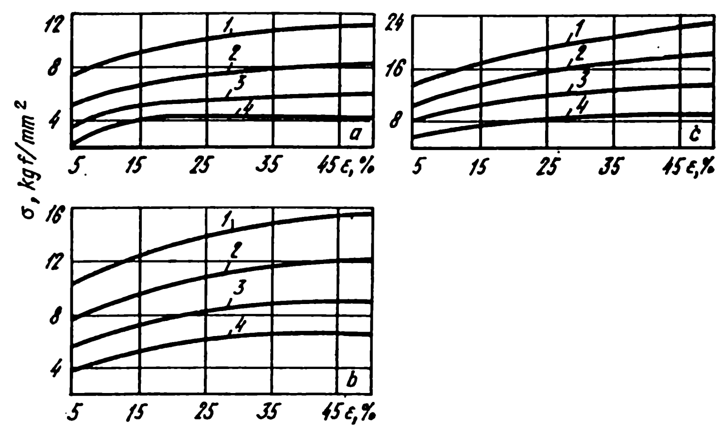


Fig. 52. Courbes de durcissement de l'acier 40X [32] (0,43% C; 0,74% Mn; 0,37% Si; 0,034% S; 0,030% P; 1,10% Cr; 0,14% Ni) pour les vitesses de déformation 0,5 (*a*), 5 (*b*) et 50 s^{-1} (*c*). Température de l'essai, °C :

1 — 900; *2* — 1000; *3* — 1100; *4* — 1200

Tableau 13

Propriétés mécaniques de l'acier 40 X (charges statique et dynamique [51])

Température de l'essai, °C	Traction statique			Traction dynamique	
	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %	ψ, %	δ, %
20	79,8	18,9	59,1	54,9	20,1
100	76,4	20	62,6	57,7	19,3
200	75,6	17,1	62,03	55,6	19,45
300	71,4	19,8	58,6	54,7	18,6
400	61,0	25,0	70,0	61,9	17,5
500	49,9	25,0	77,7	70	18,05
600	38,1	25,0	81,3	76,5	25,83
700	24,31	30,6	87,9	85,7	30,6
800	14,9	48,1	94,4	91,5	55,6
900	93,2	64,0	98,01	95,3	66,3
1000	59,5	68,5	99,76	96,8	77,3
1100	43,7	69,96	100,0	98,2	80,2
1200	27,0	63,9	100,0	99,3	84,1

Nota. Composition chimique : 0,41% C ; 0,6% Mn ; 0,65% Cr ; 0,15% Ni ; 0,2% Si ; 0,03% S ; 0,02% P.

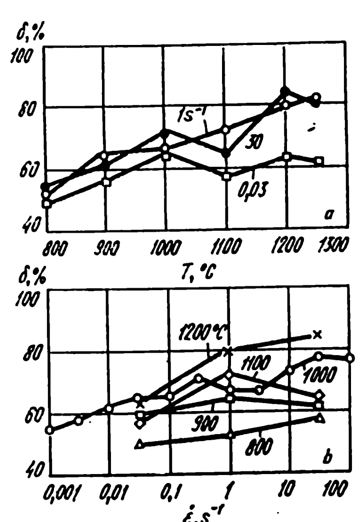
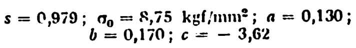


Fig. 53. Variation de δ en fonction de la température (*a*) et de la vitesse de déformation (*b*) de l'acier 40X [84] (0,40% C ; 0,67% Mn ; 0,30% Si ; 0,014% S ; 0,013% P ; 0,93% Cr ; 0,10% Ni ; 0,12% Cu). Les coefficients de la formule (47) :


$s = 0{,}979$; $\sigma_0 = 8{,}75$ kgf/mm² ; $a = 0{,}130$; $b = 0{,}170$; $c = -3{,}62$

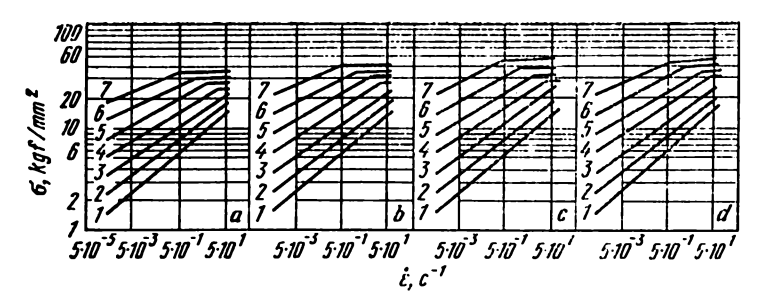


Fig. 54. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de σ des aciers au chrome [29], ε = 20% (compression). Température de l'essai, °C :

1 — 1200; *2* — 1100; *3* — 1000; *4* — 900; *5* — 800; *6* — 700; *7* — 600. Composition chimique, % :

Fig.	Acier	C	Mn	Cr	Ni	Fig.	Acier	C	Mn	Cr	Ni
a	20X	0,24	0,58	0,90	0,21	*c*	40X	0,36	0,49	0,96	0,19
b	30X	0,30	0,51	0,99	0,23	*d*	50X	0,48	0,61	1,06	0,20

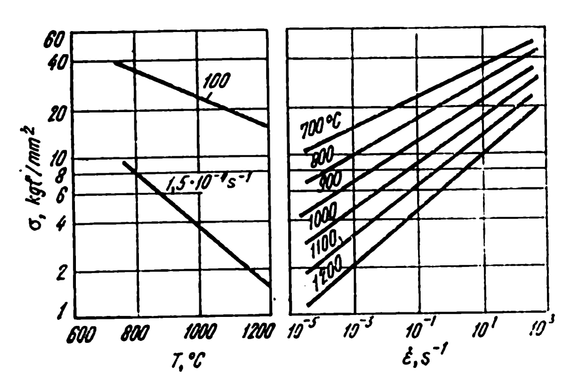


Fig. 55. Influence de la température et de la vitesse des essais sur la valeur de σ de l'acier 30XΦ pour ε = 40 ÷ 50% [36]

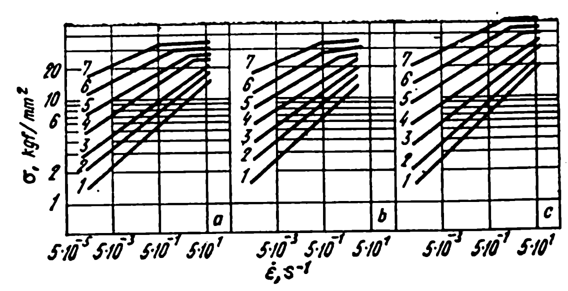


Fig. 56. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de σ des aciers 20XФ, 40XФ et 8XФ [29], ε = 20% (compression). Température de l'essai, °C :

1 — 1200; *2* — 1100; *3* — 1000; *4* — 900; *5* — 800; *6* — 700; *7* — 600. Composition chimique des aciers, % :

Fig.	Acier	C	Mn	Cr	Ni
a	20XФ	0,19	0,44	1,02	0,11
b	40XФ	0,40	0,68	0,61	0,17
c	8XФ	0,77	0,27	0,61	0,17

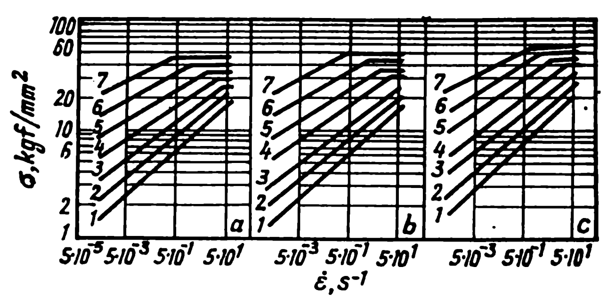


Fig. 57. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de σ des aciers 4XC, 6XC, 9XC [29]. Température de l'essai, °C :

1 — 1200; *2* — 1100; *3* — 1000; *4* — 900; *5* — 800; *6* — 700; *7* — 600 (ε = 20%, compression). Composition chimique des aciers, % :

Fig.	Acier	C	Si	Mn	Cr	Ni
a	4XC	0,38	0,75	0,38	1,41	0,27
b	6XC	0,6	0,76	0,43	1,15	0,27
c	9XC	0,89	1,37	0,44	1,05	0,19

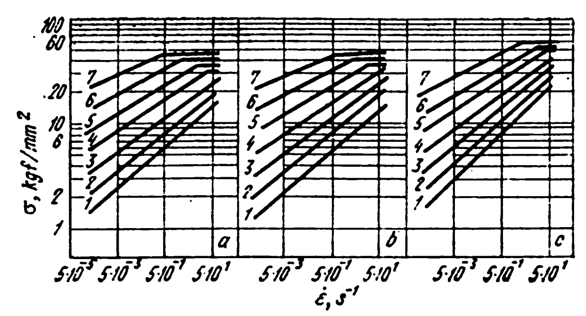


Fig. 58. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de σ des aciers 40ХГ, 50ХГА, ХГ [29]. Température de l'essai, °C : 1 — 1200 ; 2 — 1100 ; 3 — 1000 ; 4 — 900 ; 5 — 800 ; 6 — 700 ; 7 — 600. Composition chimique des aciers, % :

Fig.	Acier	C	Si	Mn	Cr	Ni
a	40ХГ	0,37	0,21	1,02	1,30	0,21
b	50ХГА	0,51	0,28	1,05	1,15	0,37
c	ХГ	1,35	0,30	0,55	1,4	0,21

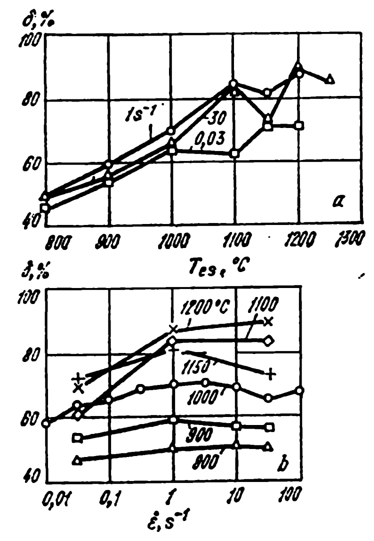


Fig. 59. Variation de δ en fonction de la température (*a*) et de la vitesse de déformation (*b*) de l'acier 20ХГ2Ц [84] (0,19% C ; 1,55% Mn ; 0,60% Si ; 0,023% S ; 0,012% P ; 1,06% Cr ; 0,10% Cu ; 0,07% Zr). Les coefficients de la formule (47) :

$s = 1{,}011$; $\sigma_0 = 9{,}58$ kgf/mm² ; $a = 0{,}125$; $b = 0{,}213$; $c = -3{,}65$

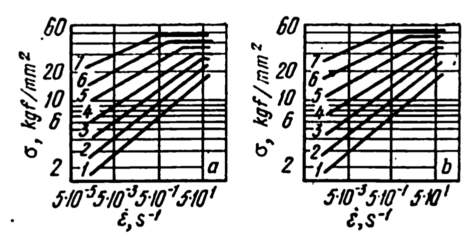


Fig. 60. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de σ des aciers 20XΓC (*a*) et 30XΓC (*b*) [29]. Température de l'essai, °C : *1* — 1200 ; *2* — 1100 ; *3* — 1000 ; *4* — 900 ; *5* — 800 ; *6* — 700 ; *7* — 600. Composition chimique des aciers, % :

Fig.	Acier	C	Si	Mn	Cr	Ni	Fig.	Acier	C	Si	Mn	Cr	Ni
a	20XΓC	0,22	1,05	1,02	1,0	0,17	*b*	30XΓC	0,33	0,83	0,97	0,97	—

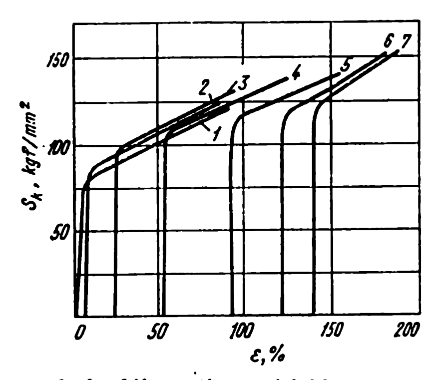


Fig. 61. Influence de la déformation préalable sur la valeur vraie de la résistance à la rupture S_k de l'acier 30XΓCA [47] (0,35% C ; 0,45% Mn ; 1,0% Cr ; 0,90% Si) dans le cas de la charge statique à 20 °C :

Courbe	Réduction, %	Courbe	Réduction, %
1	Revenu à 680 °C	*5*	60
2	5	*6*	70
3	20	*7*	75
4	40		

Tableau 14

Propriétés mécaniques de l'acier 30 ХГСА (charge statique [43])

Température de l'essai, °C	Module d'élasticité E, kgf/mm²	Coefficient de Poisson μ	σ_t (kgf/mm²)	$\sigma_{0,2}$ (kgf/mm²)	δ_{10}, %
20	20 000	0,25	130	120	8
300	18 300	0,27	121	97	11
400	16 500	0,27	106	85	9
500	13 500	0,30	78	44	11

Nota. Eprouvette — une barre de diamètre de 20 mm après trempe à partir de 890 °C et revenu à 510 °C.

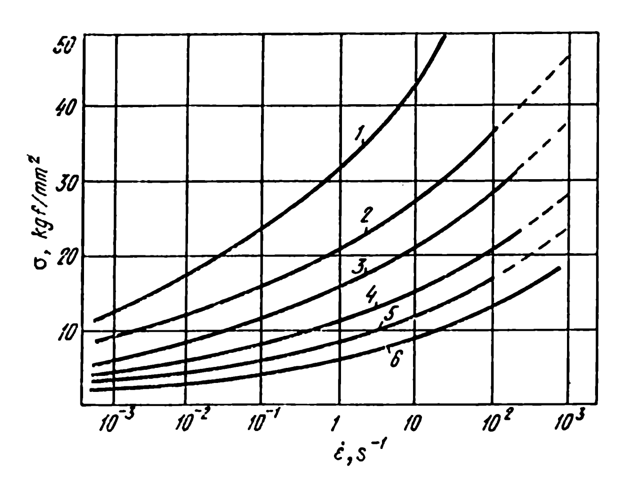


Fig. 62. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de de l'acier 30ХГСА [39] (0,31% C; 0,95% Mn; 1,05% Si; 0,96% Cr; 0,10% Ni; 0,10% Cu). Température de l'essai, °C:
1 — 700; *2* — 800; *3* — 900; *4* — 1000; *5* — 1100; *6* — 1200

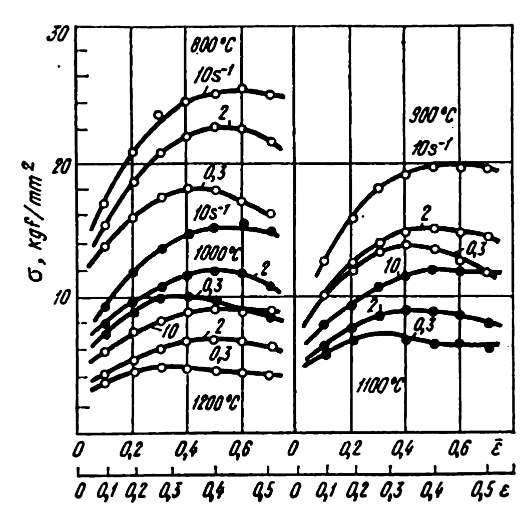


Fig. 63. Courbes de durcissement des éprouvettes de l'acier du type 10XH [67] (0,10% C; 0,42% Si; 0,42% Mn; 0,30% Cu; 0,74% Cr; 0,37% Ni) de dimension 8 × 12 mm après laminage à chaud et recuit

Tableau 15

Propriétés mécaniques de l'acier 30 ΧΓCHA (charge statique de traction [43])

Température de l'essai, °C	Module d'élasticité E, kgf/mm²	Coefficient de Poisson μ	σ_t (kgf/mm²)	$\sigma_{0,2}$ (kgf/mm²)	δ_{10}, %
20	19 500	0,26	160	117	8
300	18 000	0,28	150	96	11
400	16 800	0,29	133	93	7
500	13 500	0,32	85	56	9

Nota. Eprouvette — une barre de diamètre de 26 mm après une trempe isothermique à 330 °C.

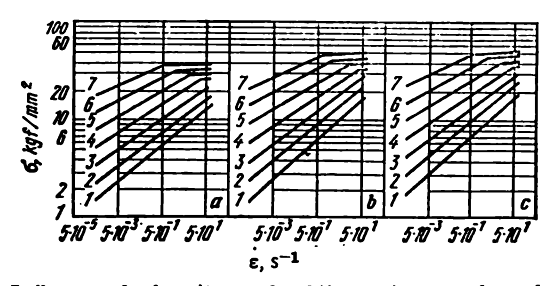


Fig. 64. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de σ des aciers au chrome et au nickel [29]. Température de l'essai, °C :
1 — 1200; *2* — 1100; *3* — 1000; *4* — 900; *5* — 800; *6* — 700; *7* — 600 (ε = 20%, compression). Composition chimique des aciers, % :

Fig.	Acier	C	Mn	Cr	Ni
a	20XH	0,18	0,58	0,61	1,32
b	40XH	0,41	0,73	0,68	1,30
c	50XH	0,52	0,68	0,65	1,25

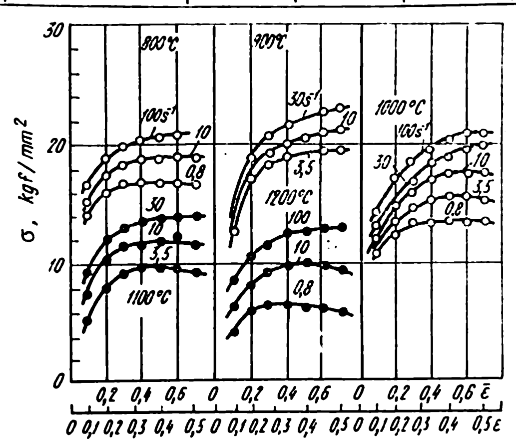


Fig. 65. Courbes de durcissement des éprouvettes de l'acier du type 15XM [67] (0,15% C; 0,3% Si; 0,5% Mn; 1,05% Cr; 0,5% Mo) de dimensions 8 × 12 mm et 12 × 18 mm après forgeage et recuit

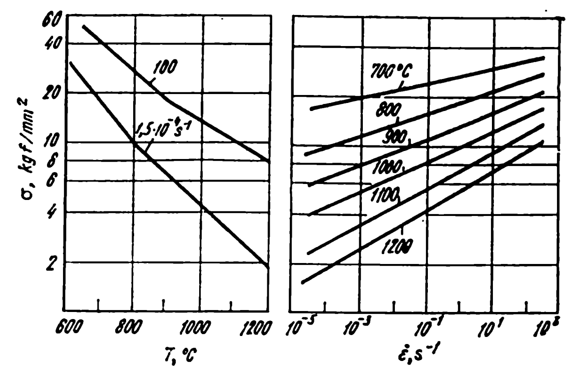


Fig. 66. Influence de la température et de la vitesse des essais sur la valeur de σ de l'acier 30XM [36] pour ε = 40 ÷ 50%

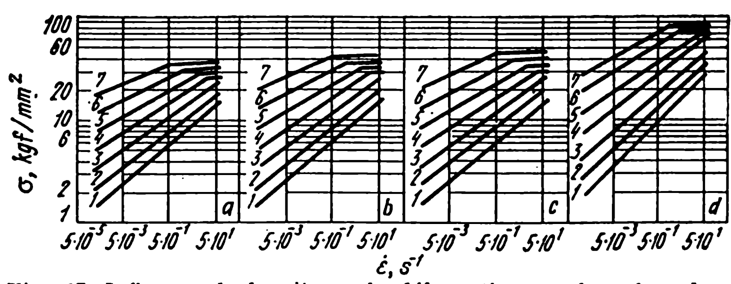


Fig. 67. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de σ des aciers au chrome et au molybdène [29]. Température de l'essai, °C :

1 — 1200; *2* — 1100; *3* — 1000; *4* — 900; *5* — 800; *6* — 700; *7* — 600 (ε = 20%, compression). Composition chimique des aciers, % :

Fig.	Acier	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
a	20XM	0,17	0,22	0,54	1,02	0,17	0,2
b	30X2M	0,29	0,27	0,51	0,99	0,17	0,02
c	35X2M	0,37	0,23	0,61	1,82	0,30	0,19
d	12XM	1,52	0,48	0,3	1,23	0,45	0,48 (0,17 V)

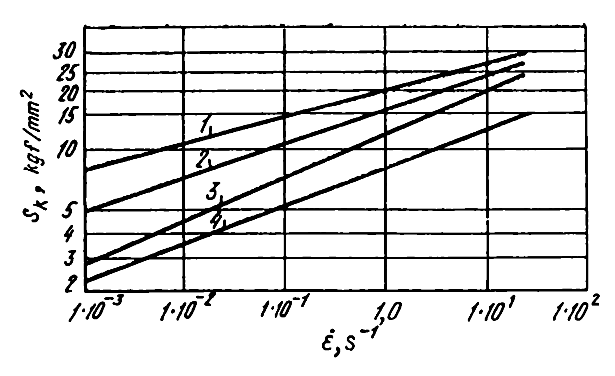


Fig. 68. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de S_k de l'acier 14ХГСН [25] (0,14% C; 1,14% Mn; 0,80% Cr; 1,10% Ni; 0,94% Si)

1 — 800; *2* — 900; *3* — 1000; *4* — 1100

Tableau 16

Propriétés mécaniques de l'acier 40ХГН (charges statique et dynamique [51])

Température de l'essai, °C	Traction statique			Traction dynamique	
	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %	ψ, %	δ, %
20	80,48	17,5	47,7	52,1	20,3
100	77,6	17,2	48,6	55,5	19,5
200	76,78	13,5	50,1	52,53	20,1
300	76	19,8	46,7	54,0	19,7
400	54,85	24,6	65,02	54,7	17,2
500	46,6	24,6	78,4	63,5	19,5
600	36,4	26,9	84,8	73,2	27,3
700	22,8	35,5	92,3	85,7	47,0
800	13,5	56,8	95,9	92,35	58,1
900	9,27	70,5	98,53	96	68,7
1000	6,32	75	99,9	97,3	79,8
1100	4,59	76,0	100,0	99,3	85,9
1200	3,23	70,3	100,0	99,8	90,6

Nota. Composition chimique: 0,39% C; 0,7% Mn; 0,6% Cr; 1,25% Ni; 0,25% Si

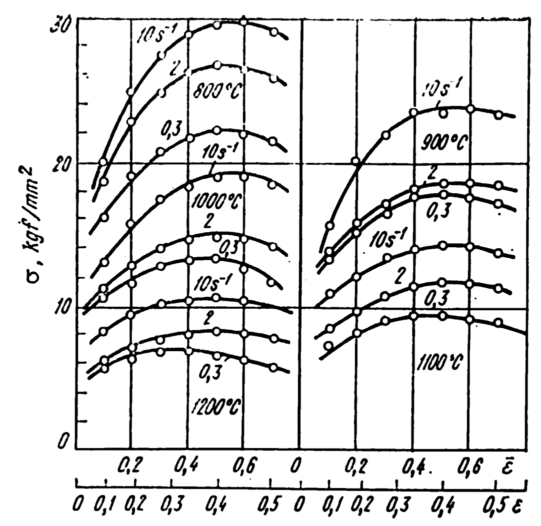


Fig. 69. Courbes de durcissement des éprouvettes de l'acier du type XГН [67] (1,64% C; 0,39% Si; 1,14% Mn; 0,12% Cu; 1,05% Ni; 0,80% Cr) de dimension 8 × 12 mm après laminage à chaud et recuit

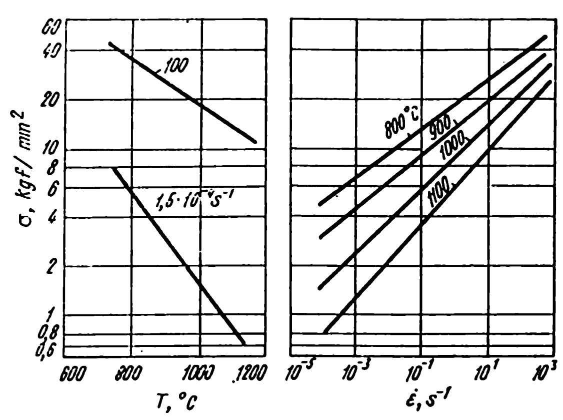


Fig. 70. Influence de la température et de la vitesse des essais sur la valeur de σ de l'acier 15СХНД [36] pour ε = 40 ÷ 50%

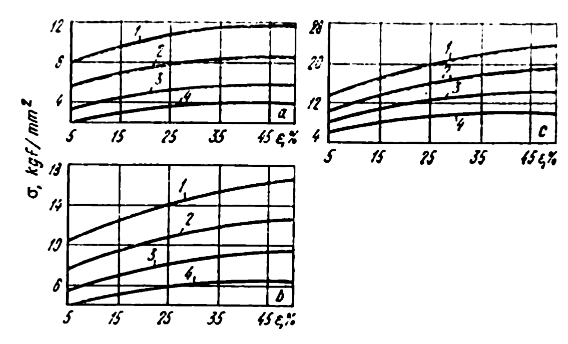


Fig. 71. Courbes de durcissement de l'acier 15СХНД [32] (0,13% C; 0,60% Mn; 0,63% Si; 0,95% Cr; 0,52% Ni) pour les vitesses de déformation 0,5 (*a*), 5 (*b*) et 50 s^{-1} (*c*). Température de l'essai, °C :

1 — 900; *2* — 1000; *3* — 1100; *4* — 1200

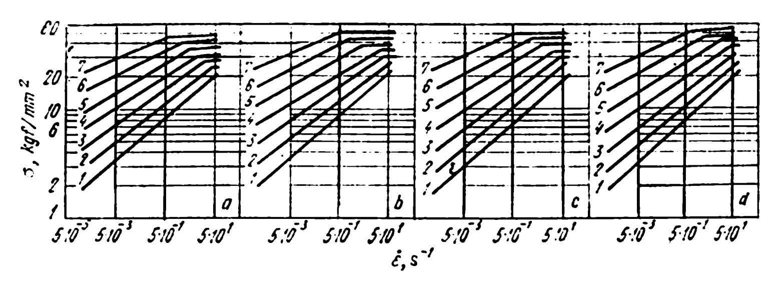


Fig. 72. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de σ des aciers au chrome, au nickel et au molybdène [29]. Température de l'essai, °C :

1 — 1200; *2* — 1100; *3* — 1000; *4* — 900; *5* — 800; *6* — 700; *7* — 600 (ε = 20%, compression). Composition chimique des aciers, % :

Fig.	Acier	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
a	18ХНМА	0,139	0,21	0,38	1,51	4,13	0,33
b	25ХНМА	0,21	0,22	0,40	1,43	4,3	0,3
c	40ХНМА	0,42	0,23	0,63	0,72	1,58	0,19
d	50ХНМ	0,47	0,33	0,66	0,61	1,58	0,22

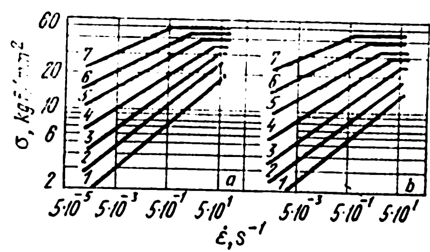


Fig. 73. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de σ des aciers 45ХНМФА et 35ХНМА [29]. Température de l'essai, °C : 1 — 1200 ; 2 — 1100 ; 3 — 1000 ; 4 — 900 ; 5 — 800 ; 6 — 700 ; 7 — 600. Composition chimique des aciers, % :

Fig.	Acier	C	Mn	Cr	Ni	Mo	V
a	45ХНМФА	0,41	0,65	0,91	1,52	0,20	0,12
b	35ХНМА	0,29	0,51	1,49	0,21	0,37	—

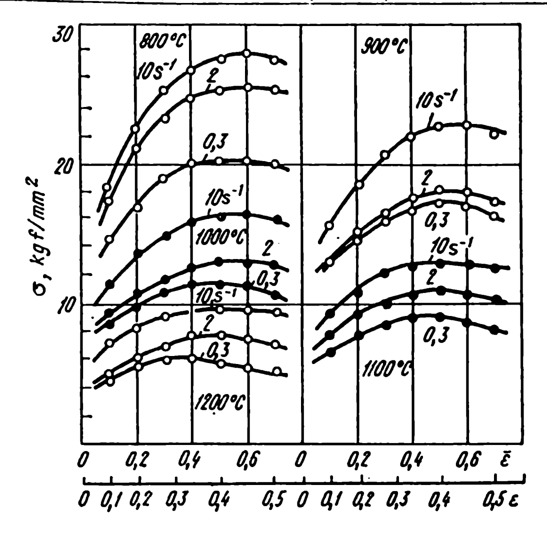


Fig. 74. Courbes de durcissement des éprouvettes de l'acier du type 12ХНМФА [67] (0,12% C ; 0,26% Si ; 0,78% Mn ; 0,34% Cu ; 0,87% Ni ; 0,51% Cr ; 0,44% Mo) de dimension 8 × 12 mm après laminage à chaud et recuit

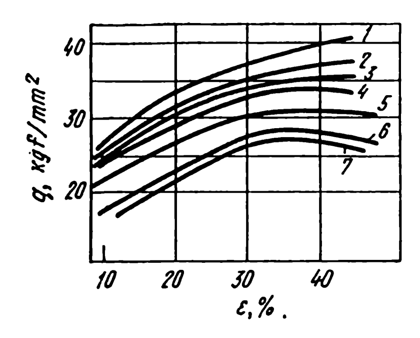


Fig. 75. Courbes de durcissement de l'acier 30 ГСНА dans le cas de la charge dynamique (essais sur la sonnette) [46]. Température de l'essai, °C :

1 — 800; *2* — 900; *3* — 1000; *4* — 1050; *5* — 1100; *6* — 1150; *7* — 1200

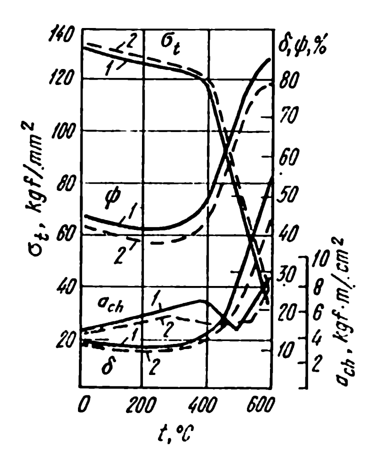


Fig. 76. Propriétés mécaniques de l'acier 5XHT (*1*) et 5XHM (*2*) [51]

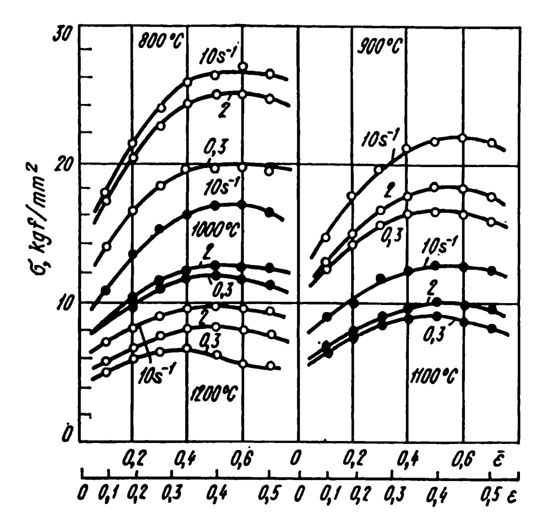


Fig. 77. Courbes de durcissement des éprouvettes de l'acier du type 20XΓHM [67] (0,18% C; 1,07% Mn; 0,37% Si; 0,41% Ni; 0,49% Cr; 0,40% Mo) de dimension 8 × 12 mm après laminage à chaud et recuit

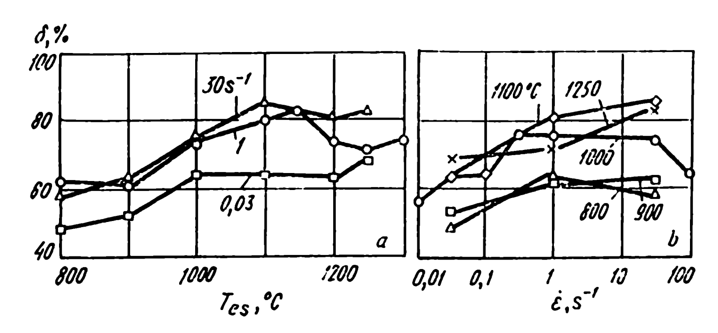


Fig. 78. Variation de δ en fonction de la température (*a*) et de la vitesse de déformation (*b*) de l'acier 40XΓHM [84] (0,43% C; 0,74% Mn; 0,31% Si; 0,87% Cr; 0,91% Ni; 0,09% Cu; 0,21% Mo). Les coefficients de la formule (47) :

$$s = 0{,}87;\quad \sigma_0 = 10{,}3\ \text{kgf/mm}^2;\quad a = 0{,}173;\quad b = 0{,}144;\quad c = -2{,}64$$

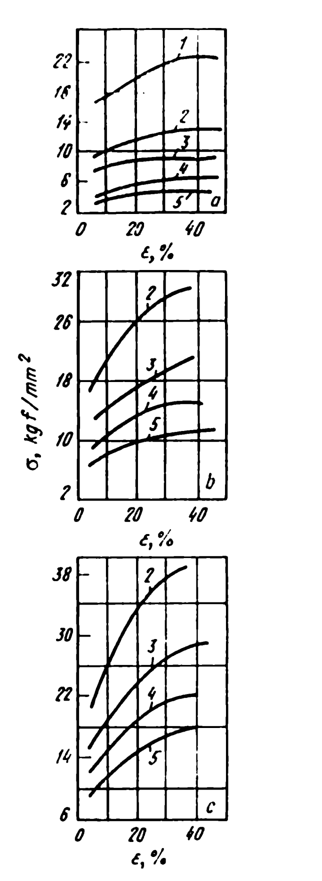


Fig. 79. Courbes de durcissement de l'acier ХВГ [31] (0,95% C; 0,91% Mn; 0,22% Si; 0,21% Ni; 1,07% Cr; 1,20% W) pour les vitesses de déformation 0,05 (*a*), 7,5 (*b*) et 150 s^{-1} (*c*). Température de l'essai, °C:

1 — 800; *2* — 900; *3* — 1000; *4* — 1100; *5* — 1200

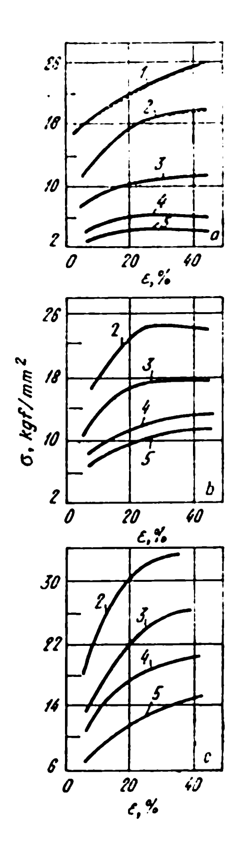


Fig. 80. Courbes de durcissement de l'acier 18ХНВА [31] (0,16% C; 0,39% Mn; 0,28% Si; 4,22% Ni; 1,46% Cr; 0,05% Mo; 0,8% W) pour les vitesses de déformation 0,05 (*a*), 7,5 (*b*) et 150 s^{-1} (*c*). Température de l'essai, °C:

1 — 800; *2* — 900; *3* — 1000; *4* — 1100; *5* — 1200

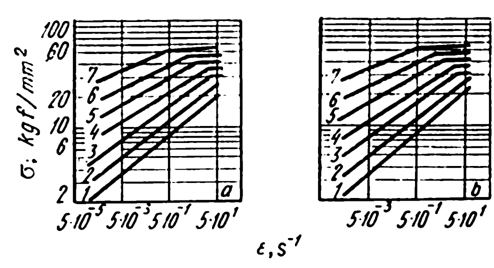


Fig. 81. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de σ des aciers 18XHB (*a*) et 25XHB (*b*) pour ε = 20% (compression) [29]. Température de l'essai, °C :

1 — 1200; *2* — 1100; *3* — 1000; *4* — 900; *5* — 800; *6* — 700; *7* — 600. Composition chimique des aciers, % :

Fig.	Acier	C	Si	Mn	Cr	Ni	W
a	18XHB	0,16	0,28	0,42	1,41	4,1	0,81
b	25XHB	0,21	0,34	0,36	1,5	4,5	0,86

Tableau 17

Propriétés mécaniques de l'acier 18XHBA (charges statique et de choc (a_{ch}) [37])

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %	a_{ch}, kgf·m/cm²	Dureté *HB*
20	122,0	13,3	56,7	14,69	388,0
200	115,8	12,7	54,5	13,08	—
300	121,7	18,3	64,6	11,88	353
400	108,3	15,0	62,5	10,70	335
500	88,7	13,7	53,7	8,08	284
600	64,4	15,7	62,3	8,89	326
700	22,9	45,1	88,0	15,48	99
800	11,3	65,2	73,8	16,91	52
900	6,6	54,4	74,8	23,65 *	29
1000	4,9	51,5	82,7	16,48 *	19
1100	2,7	68,9	96,0	16,18 *	16
1200	1,9	67,3	98,7	16,48 *	10
1300	1,5	61,8	99,1	16,00 *	—

Nota. Composition chimique : 0,18% C; 0,25% Si; 0,42% Mn; 1,48% Cr; 4,17% Ni; 1,19% W.

* On a constaté la flexion et non la rupture de l'éprouvette.

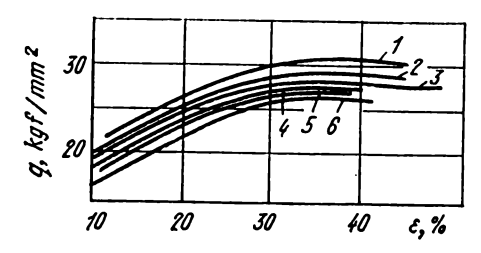


Fig. 82. Courbes de durcissement dynamique ($\dot{\varepsilon} \approx 10^2\ s^{-1}$) de l'acier 18XHMBA [46]. Température de l'essai, °C :
1 — 900; *2* — 1000; *3* — 1050; *4* — 1100; *5* — 1150; *6* — 1200

Tableau 18

Propriétés mécaniques de l'acier 18XHBA (charge statique de traction [43])

Température de l'essai, °C	E, kgf/mm²	Coefficient de Poisson μ	σ_t (kgf/mm²)	$\sigma_{0,2}$ (kgf/mm²)	δ_{10}, %
20	19 400	0,24	115	105	9
300	18 600	0,26	113	91	8
400	17 600	0,30	105	88	8
500	14 200	—	90	71	8

Nota. Eprouvette — une barre de diamètre de 22 mm après trempe à 850°C et revenu à 525°C.

Tableau 19

Propriétés mécaniques de l'acier 40XHMA (charge statique de traction [43])

Température de l'essai, °C	E, kgf/mm²	Coefficient de Poisson μ	σ_t (kgf/mm²)	$\sigma_{0,2}$ (kgf/mm²)	δ_{10}, %
20	20 000	0,25	111	101	10
300	18 300	0,26	101	79	15
400	16 800	0,28	93	75	12
500	14 800	0,32	69	58	12

Nota. Eprouvette — une barre de diamètre de 32 mm après trempe à partir de 850°C et refroidissement à l'huile.

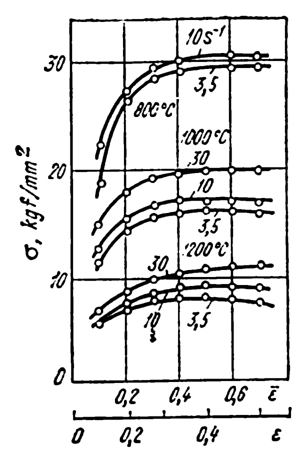


Fig. 83. Courbes de durcissement des éprouvettes de l'acier du type 20Х5НГ2 [67] (0,18% C; 0,36% Si; 1,68% Mn; 4,36% Cr; 1,22% Ni) de dimension 8 × × 12 mm après forgeage et recuit

Fig. 84. Courbes de durcissement des éprouvettes de l'acier du type 20ХНМ [67] (0,18% C; 0,70% Si; 0,53% Mn; 0,96% Cu; 1,59% Cr; 0,59% Ni; 0,34% Mo) après forgeage et recuit

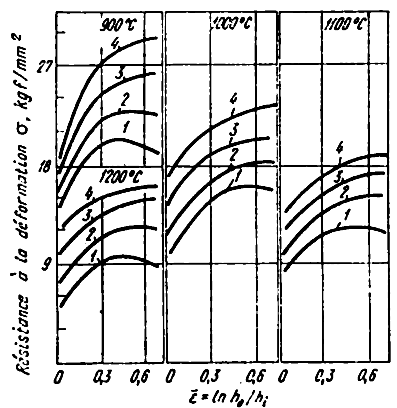


Fig. 85. Courbes de durcissement de l'acier du type 35ХГН3М [21, 61] (0,35% C; 0,27% Si; 0,66% Mn; 0,59% Cr; 2,45% Ni; 0,59% Mo) pour les vitesses de déformation 1,5 (*1*), 8 (*2*), 40 (*3*) et 100 s^{-1} (*4*)

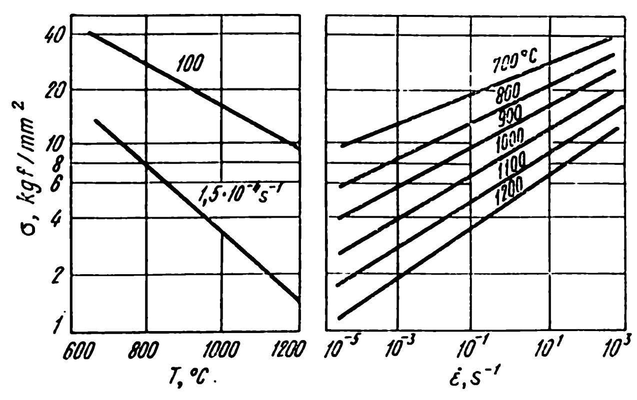


Fig. 86. Influence de la température et de la vitesse des essais sur la valeur de σ de l'acier 13H3A pour ε = 40÷50% [36]

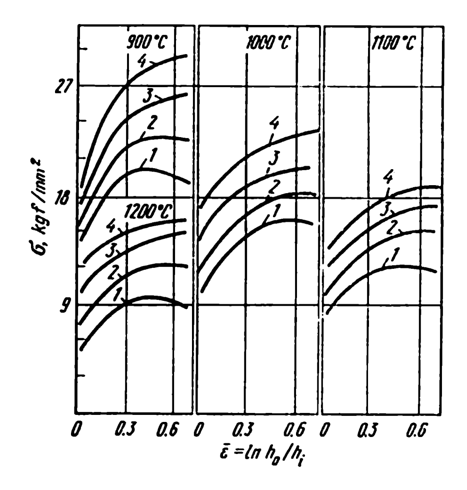


Fig. 87. Courbes de durcissement de l'acier du type 25X3HM [21, 61] (0,26% C; 0,35% Si; 0,57% Mn; 3,03% Cr; 0,29% Ni; 0,49% Mo) pour les vitesses de déformation 1,5 (*1*), 8(*2*), 40 (*3*) et 100 s^{-1} (*4*)

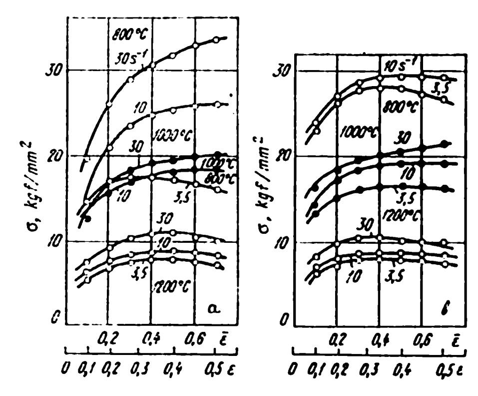


Fig. 88. Courbes de durcissement des éprouvettes de l'acier du type 15X3HΓ (*a*) et 35X4HΓ2 (*b*) [67] après forgeage et recuit

Fig.	Acier	C	Mn	Cr	Ni
a	15X3HΓ	0,14	0,76	3,03	1,13
b	35X4HΓ2	0,33	2,29	4,44	1,27

Fig. 89. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de σ des aciers au nickel pour ε = 20% (compression) [29]. Température, °C : *1* — 1200; *2* — 1100; *3* — 1000; *4* — 900; *5* — 800; *6* — 700; *7* — 600. Composition chimique des aciers, % :

Fig.	Acier	C	Mn	Cr	Ni
a	25H3	0,27	0,52	0,18	3,07
b	15H5A	0,1	0,6	0,19	4,9
c	21H5A	0,17	0,57	0,21	4,92

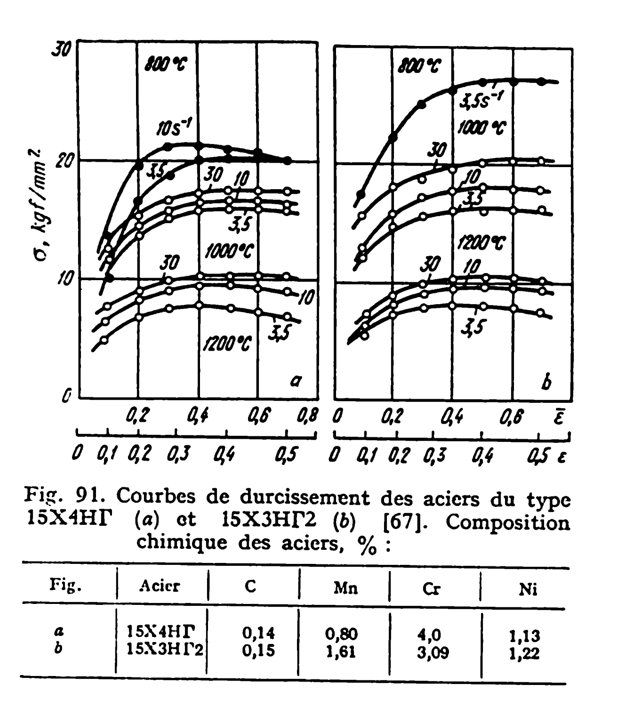


Fig. 90. Variation de δ en fonction de la température (*a*) et de la vitesse de déformation (*b*) de l'acier 30Х3НМВ (СП33) [84] (0,32% C; 0,83% Mn; 1,03% Si; 3,08% Cr; 1,01% Ni; 0,88% W; 0,42% Mo; 0,15% V). Les coefficients de l'équation (47) :

$s = 0{,}965$; $\sigma_0 = 12{,}0$ kgf/mm²; $a = 0{,}114$; $b = 0{,}200$; $c = -2{,}95$

Fig. 91. Courbes de durcissement des aciers du type 15Х4НГ (*a*) et 15Х3НГ2 (*b*) [67]. Composition chimique des aciers, % :

Fig.	Acier	C	Mn	Cr	Ni
a	15Х4НГ	0,14	0,80	4,0	1,13
b	15Х3НГ2	0,15	1,61	3,09	1,22

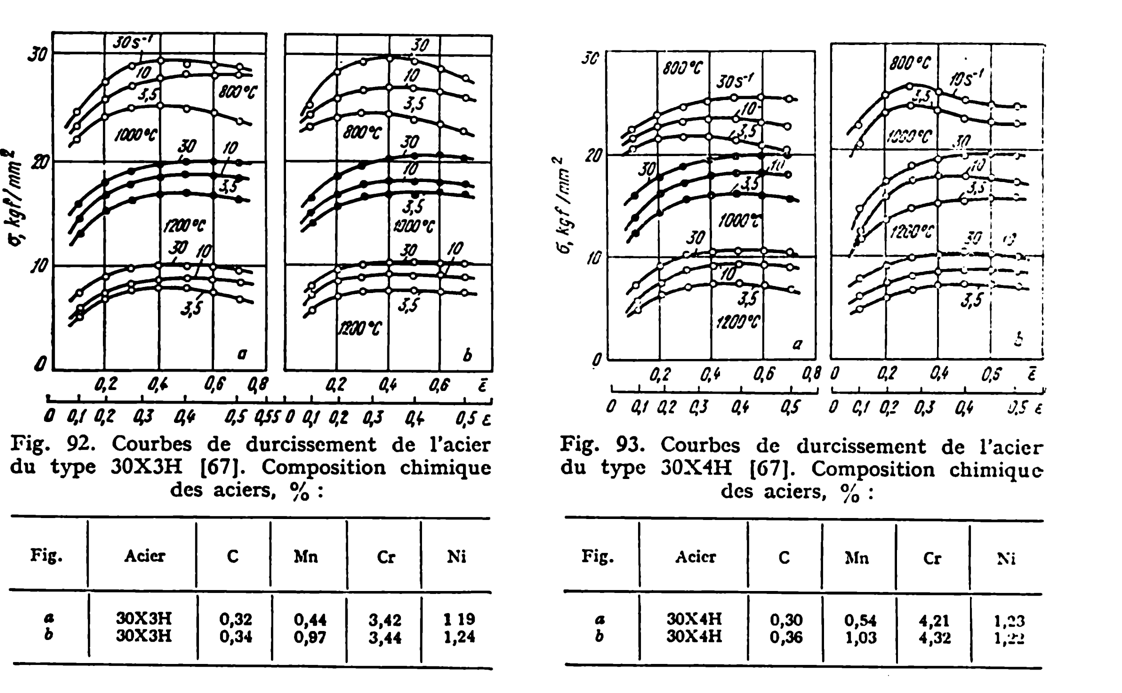


Fig. 92. Courbes de durcissement de l'acier du type 30X3H [67]. Composition chimique des aciers, % :

Fig.	Acier	C	Mn	Cr	Ni
a	30X3H	0,32	0,44	3,42	1 19
b	30X3H	0,34	0,97	3,44	1,24

Fig. 93. Courbes de durcissement de l'acier du type 30X4H [67]. Composition chimique des aciers, % :

Fig.	Acier	C	Mn	Cr	Ni
a	30X4H	0,30	0,54	4,21	1,23
b	30X4H	0,36	1,03	4,32	1,22

10 – 301

Fig. 94. Courbes de durcissement des aciers du type 30X3H (*a*) et 30X3HΓ2 (*b*) [67]. Composition chimique des aciers, % :

Fig.	Acier	C	Si	Mn	Cu	Cr	Ni
a	30X3H	0,28	0,41	0,55	1,07	3,46	1,24
b	30X3HΓ2	0,34	0,48	2,18	0,13	3,42	1,24

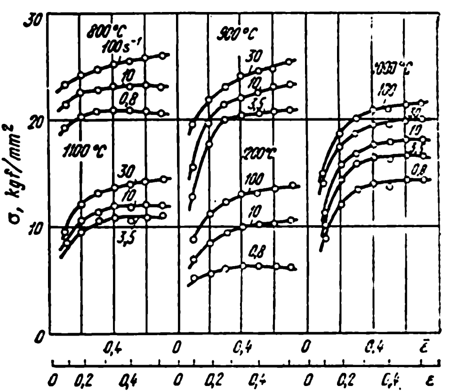


Fig. 95. Courbes de durcissement des éprouvettes de l'acier du type 15X5M [67] (0,15% C ; 0,50% Si ; 0,45% Mn ; 4÷6% Cr ; 0,6% Mo) de dimensions 8 × 12 et 12 × × 18 mm après forgeage et recuit

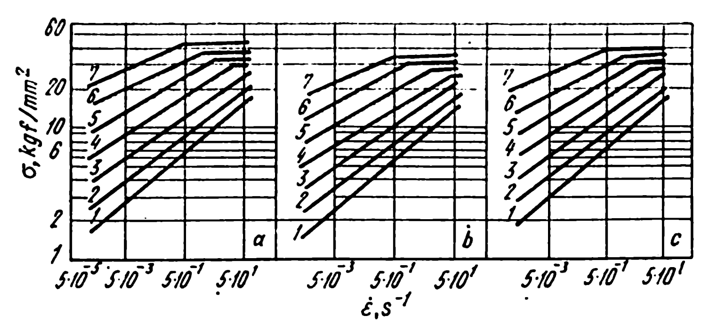


Fig. 96. Influence de la vitesse de déformation des aciers au chrome et au nickel pour ε = 20% (compression) [29]. Température de l'essai, °C : 1 — 1200 ; 2 — 1100 ; 3 — 1000 ; 4 — 900 ; 5 — 800 ; 6 — 700 ; 7 — 600.

Composition chimique des aciers, % :

Fig.	Acier	C	Mn	Si	Cr	Ni
a	20XH3A	0,21	0,39	0,17	0,7	2,93
b	12XH2	0,12	0,07	0,45	1,02	1,85
c	12XH3	0,12	0,21	0,52	0,81	3,1

Tableau 20

Propriétés mécaniques de l'acier 12XH3A (charges statique et de choc (a_{ch}) [37])

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %	a_{ch}, kgf·m/cm²	Dureté *HB*
20	64,0	22,3	65,0	18,51	227
200	56,6	20,5	71,1	24,40	—
300	60,9	18,5	57,9	23,00	226
400	62,5	18,5	54,4	22,50	218
500	40,5	26,3	75,3	16,99	170
600	22,8	35,2	64,9	12,84	112
700	13,0	43,2	67,1	12,92	76
800	8,1	26,5	28,1	21,77 *	36

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %	a_{ch}, kgf·m/cm²	Dureté *HB*
900	5,2	18,6	22,1	15,81 *	28
1000	4,0	47,2	56,3	13,17 *	19
1100	2,8	71,6	97,9	11,09 *	10
1200	1,6	56,4	99,3	7,99 *	9
1300	1,3	63,4	99,7	—	—

Nota. Composition chimique : 0,13% C ; 0,26% Si ; 0,38% Mn ; 0,85% Cr ; 2,83% Ni

* On a constaté la flexion et non la rupture de l'éprouvette.

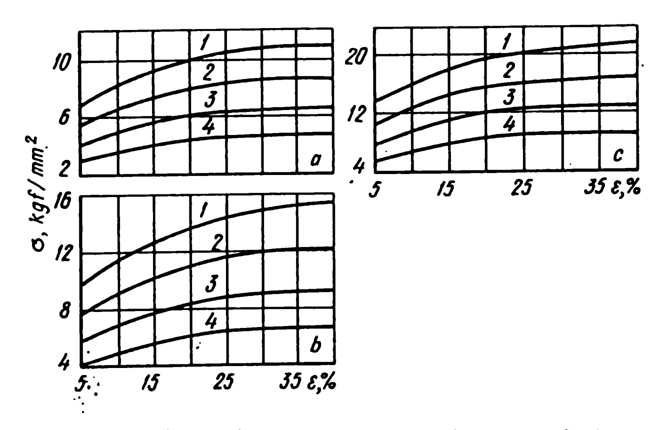


Fig. 97. Courbes de durcissement de l'acier 12XH3A [32] (0,13% C ; 0,40% Mn ; 0,29% Si ; 0,98% Cr ; 3,02% Ni) pour les vitesses de déformation 0,5 (*a*), 5 (*b*) et 50 s^{-1} (*c*). Température de l'essai, °C :
1 — 900 ; *2* — 1000 ; *3* — 1100 ; *4* — 1200

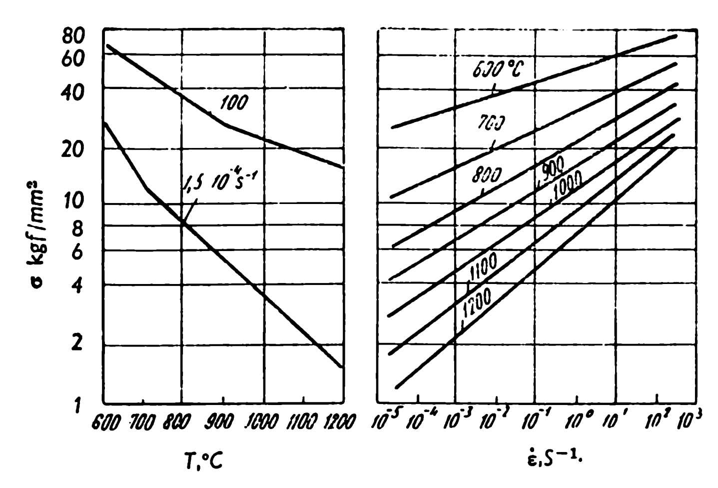


Fig. 98. Influence de la température et de la vitesse des essais sur la valeur de σ de l'acier 12XH3A pour $\varepsilon = 40 \div 50\%$ [36]

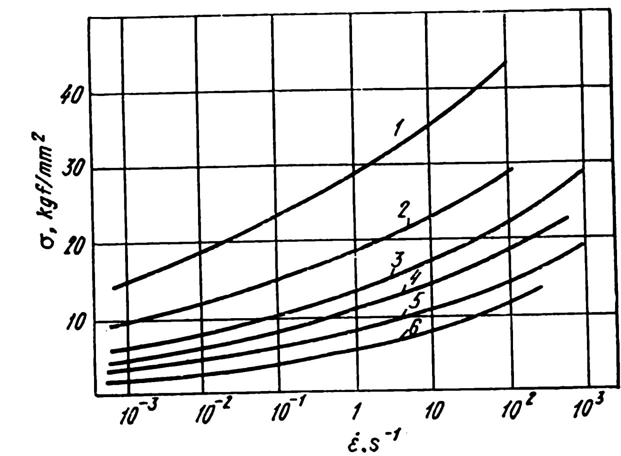


Fig. 99. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de σ de l'acier 12XH3A pour $\varepsilon = 30\%$ [39] (0,15% C; 0,40% Mn; 0,28% Si; 0,71% Cr; 2,77% Ni). Température de l'essai, °C :
1 — 700; *2* — 800; *3* — 900; *4* — 1000; *5* — 1100; *6* — 1200

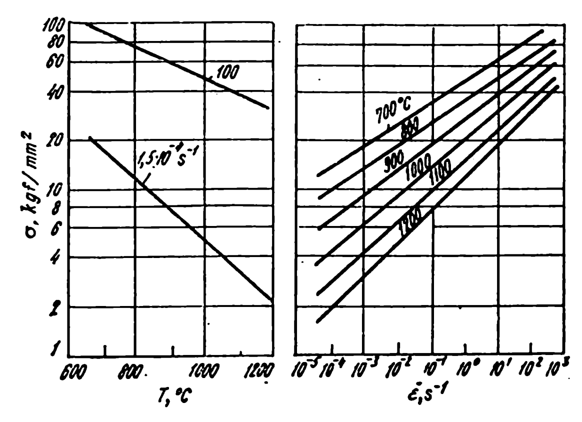


Fig. 100. Influence de la température et de la vitesse des essais sur la valeur de σ de l'acier 20XH3B pour ε = 40÷50% [36]

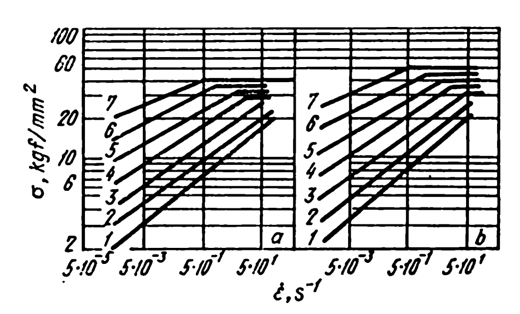


Fig. 101. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de σ des aciers 12X2H4A (*a*) et 30XH3 (*b*) pour ε = 20% (compression) [29]. Température de l'essai, °C :

1 — 1200 ; *2* — 1100 ; *3* — 1000 ; *4* — 900 ; *5* — 800 ; *6* — 700 ; *7* — 600. Composition chimique des aciers, % :

Fig.	Acier	C	Si	Mn	Cr	Ni
a	12X2H4A	0,09	0,21	0,40	1,51	3,52
b	30XH3	0,3	0,18	0,42	0,08	2,83

Propriétés mécaniques de l'acier 35X2H3 (charge statique [51])

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %
600	27,45	55,4	88,0
700	18,96	56,7	85,9
750	15,99	65,2	89,1
800	13,03	71,25±3,10	91,8±0,73
850	10,89	83,05	97,8
830	11,37	76,5	96,5
900	9,16	93,7	98,6
1000	6,05	94,06	99,8
1100	4,15	108,3±2,8	99,98±0,003
1200	2,77	115,6	100,0

Nota. Composition chimique : 0,34% C ; 0,30% Mn ; 0,24% Si ; 1,65% Cr ; 3,30% Ni.

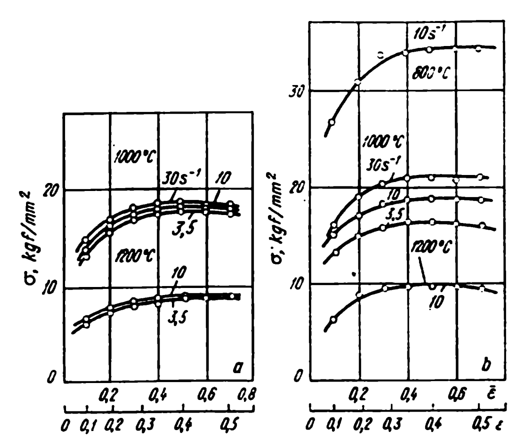


Fig. 102. Courbes de durcissement des éprouvettes de l'acier du type 30X3H3 [67] après forgeage et recuit. Composition chimique des aciers, % :

Fig.	Acier	C	Si	Mn	Cr	Ni
a	30X3H3	0,32	0,47	1,15	3,16	3,12
b	30X3H3	0,32	0,43	0,57	3,29	3,17

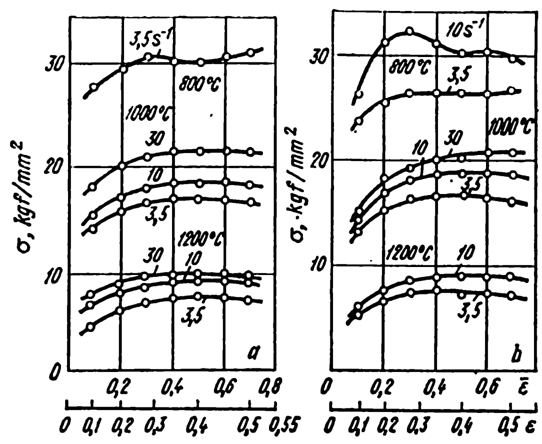


Fig. 103. Courbes de durcissement des éprouvettes de l'acier du type 30X4H3 (*a*) et 30X3H3 (*b*) [67] après forgeage et recuit. Compositon chimique des aciers, % :

Fig.	Acier	C	Si	Mn	Cr	Ni
a	30X4H3	0,30	0,41	1,02	4,27	3,18
b	30X3H3	0,31	0,41	0,62	3,18	3,12

Fig. 104. Courbes de durcissement de l'acier 32HKД [48] :
a — $\dot{\varepsilon} = 2$ et 10 s^{-1} (lignes en traits pleins et en pointillé respectivement) ; *b* — $\dot{\varepsilon} = 50$ et 100 s^{-1} (lignes en traits pleins et en pointillé respectivement).
Température de l'essai, °C :
1 — 900 ; *2* — 1000 ; *3* — 1100 ; *4* — 1200

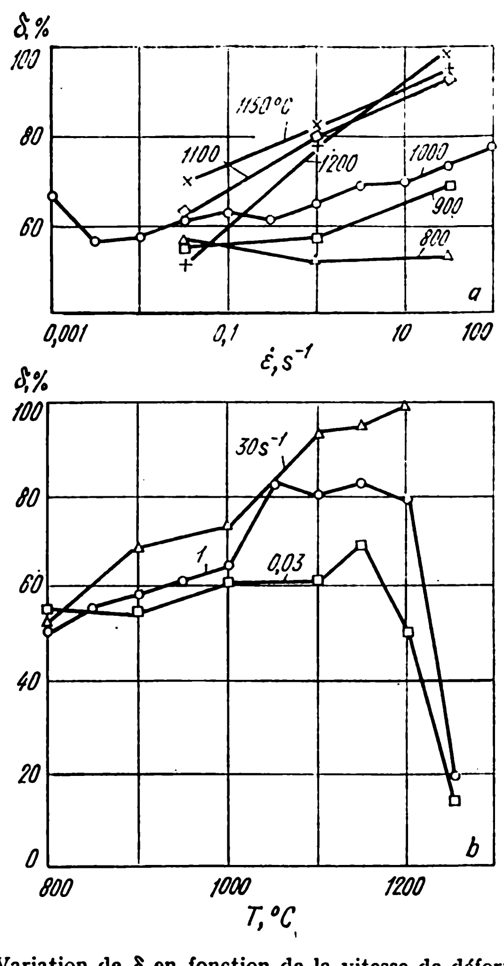


Fig. 105. Variation de δ en fonction de la vitesse de déformation (*a*) et de la température (*b*) de l'acier В2Ф [84] (1,18% C; 0,35% Mn; 0,21% Si; 0,34% Cr; 0,10% Ni; 1,62% W; 0,42% V). Les coefficients de la formule (47) :

$s = 0{,}950$; $\sigma_0 = 12{,}4$ kgf/mm^2 ; $a = 0{,}135$; $b = 0{,}119$; $c = -3{,}69$

Sur les conditions des essais des aciers à outil

Acier, alliage	Condition des essais		Numéro de la figure, du tableau	Bibliographie	Description de la méthode (voir l'Annexe)	Caractéristique des propriétés mécaniques
	T_{es}, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}				
У7	800-1100	10^{-3}-10	Fig. 106	[25-27]	+	S_k
У7A	20-1200	$\sim10^{-4}$; $\sim10^{2}$	Tabl. 22	[51]	−	σ_t, ψ, δ, E_{max}
У7	20-1200	$\sim10^{-4}$; $\sim10^{2}$	Tabl. 23	[37]	+	σ_t, ψ, δ, a_{ch}
У8, У10	20-600	$\sim10^{-4}$	Tabl. 24	[51]	−	σ_t, ψ, δ
У8	900-1200	0,5-50	Fig. 107	[32]	+	σ
У8A	20-1200	10^{-4}; 10^{3}	Tabl. 25	[51]	−	σ_t, ψ, δ, E_{max}
	800-1200	10^{-2}-10^{3}	Fig. 108	[39]	+	σ
У10A	850-1150	10^{-4}-10^{2}	Fig. 109	[36]	+	σ
	20-1200	$\sim10^{-4}$; $\sim10^{2}$	Tabl. 26	[51]	−	σ_t, ψ, δ, E_{max}
У8, У10, У12	600-1200	10^{-4}-50	Fig. 110	[29]	+	σ
У12A	800-1200	0,05-150	Fig. 111	[31]	+	σ
	20-1200	$\sim10^{-4}$; $\sim10^{2}$	Tabl. 27	[51]	−	σ_t, ψ, δ, E_{max}
60C2	900-1200	1,5-100	Fig. 112	[21, 26]	+	σ
	900-1200	0,5-150	Fig. 113	[31]	+	σ
	900-1200	0,5-50	Fig. 114	[32]	+	σ
	800-1200	10^{-3}-10^{3}	Fig. 115	[39]	+	σ
60C2	600-1200	10^{-4}-50	Fig. 116	[29]	+	σ
	600-1200	10^{-4}-10^{2}	Fig. 117	[36]	+	σ

Suite

Acier, alliage	Condition des essais		Numéro de la figure, du tableau	Bibliographie	Description de la méthode (voir l'Annexe)	Caractéristique des propriétés mécaniques
	T_{es}, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}				
ШХ15	614-1200	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 28	[51]	—	σ_t, δ, ψ
	900-1200	0,5-50	Fig. 118	[32]	+	σ
	800-1200	10^{-3}-10^{3}	Fig. 119	[39]	+	σ
	700-1200	10^{-4}-10^{3}	Fig. 120	[36]	+	σ
ШХ6, ШХ9, ШХ15	600-1200	10^{-4}-50	Fig. 121	[29]	+	σ
ШХ15	800-1250	10^{-4}-100	Fig. 122	[84]	+	σ, δ
Р4	900-1200	10^{-4}-10^{2}	Fig. 123	[36]	+	σ
Р6М3	900-1200	2-100	Fig. 124	[48]	+	σ
Р6М3Ф2	900-1200	6-70	Fig. 125	[87]	+	σ
Р12	900-1200	10-70	Fig. 126	[87]	+	σ
Р9, Р18	600-1200	10^{-4}-50	Fig. 127	[29]	+	σ
Р18	900-1200	0,05 ; 7,5	Fig. 128	[31]	+	σ
	900-1200	1,5-100	Fig. 129	[21, 61]	+	σ
	900-1200	0,5-50	Fig. 130	[32]	+	σ
	600-1200	10^{-4}-10^{3}	Fig. 131	[36]	+	σ, δ
	800-1200	10^{-2}-10^{2}	Fig. 132	[84]	+	

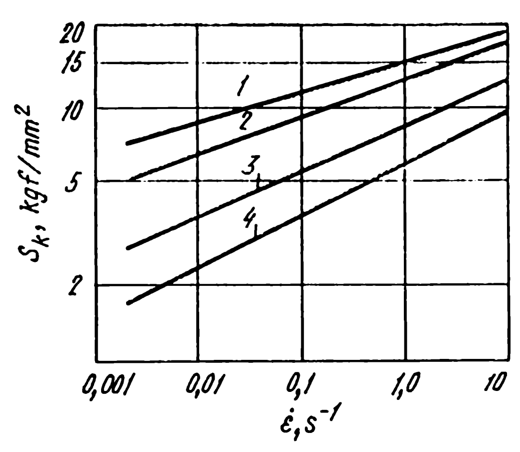


Fig. 106. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de S_k de l'acier У7 [25-27] (0,72% C ; 0,20% Mn ; 0,08% Cr ; 0,07% Ni ; 0,23% Si). Température de l'essai, °C :
1 – 800 ; *2* – 900 ; *3* – 1000 ; *4* – 1100

Tableau 22

Propriétés mécaniques de l'acier У7A (charges statique et dynamique [51])

Température de l'essai, °C	Action dynamique: compression E_{max}, %	Action dynamique: traction ψ, %	Action dynamique: traction δ, %	Action statique (traction) σ_t, kgf/mm²	Action statique (traction) ψ, %	Action statique (traction) δ, %
20	77	52	30	54	51	24
100	79	50	26	48	57	25
200	79	51	24	47	53	22
300	74	55	24	48	53	21
400	65	55	24	47	53	34
500	73	48	19	33	55	39
600	83	64	35	20	74	49
700	86	80	47	11	83	64

Température de l'essai, °C	Action dynamique			Action statique (traction)		
	compression	traction				
	E_{max}, %	ψ, %	δ, %	σ_t, kgf/mm²	ψ, %	δ, %
800	100	94	71	9,6	90	65
900	100	97	72	6,4	100	60
1000	100	100	80	3,7	100	62
1100	100	100	93	2,2	100	65
1200	100	100	107	1,7	100	92

Nota. Composition chimique : 0,7% C ; 0,27% Si ; 0,31% Mn ; 0,07% Cr ; 0,13% Ni ; 0,020% S ; 0,015% P.

Tableau 23

Propriétés mécaniques de l'acier У7 (charges statique et de choc (a_{ch}) [37])

Température de chauffage préalable, °C	Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %	a_{ch}, kgf·m/cm²
—	20	63,7	21,5	37,7	1,48 *
600	600	19,2	25,2	72,3	4,62 *
700	700	8,6	46,5	86,8	28,55
800	800	6,1	35,6	70,3	25,64
900	900	3,8	57,6	90,7	21,44
1000	1000	3,1	59,1	97,5	15,73
1100	1100	1,9	66,0	99,5	12,12
1200	1200	1,1	68,5	99,8	8,82
1150	1100	1,9	64,3	99,6	10,46
1150	1000	2,7	56,9	99,5	10,31
1150	900	3,6	57,0	97,0	16,98
1150	800	5,9	48,7	97,6	19,43
1150	700	10,1	36,8	78,1	24,13
1150	600	22,7	10,4	34,0	6,52
1200	1150	1,2	63,0	99,8	9,55
1200	1100	1,6	61,2	99,7	9,40
1200	800	5,8	56,1	99,5	18,09

Nota. Composition chimique : 0,73% C ; 0,27% Si ; 0,25% Mn ; 0,08% Cr ; 0,25% Ni ; 0,028% S ; 0,015% P.

* Rupture des éprouvettes ; dans tous les autres cas on a constaté la flexion des éprouvettes.

Propriétés mécaniques de l'acier У8 et У10 (charge statique [51])

Traitement thermique	Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	ψ, %	δ, %
		Acier У8		
Recuit à perlite lamellaire	20	69,1	47,7	24,4
	200	64,5	50,3	19,2
	350	72,1	53,8	22,2
	500	40,6	55,5	26,1
	600	29,9	64,1	34,0
		Acier У8		
Recuit à perlite globulaire	20	66,1	54,7	26,9
	200	56,4	58,7	23,6
	350	62,9	61,2	23,9
	500	35,5	67,5	28,7
	600	21,5	72,8	39,5
		Acier У10		
Recuit à perlite lamellaire	20	59,45	37,95	22,1
	200	66,5	39,2	19,6
	350	69,35	49,0	28,5
	500	36,25	55,3	29,5
	600	23,05	70,5	35,05
Recuit à perlite globulaire	20	72,7	48,45	24,0
	200	69,1	47,5	19,3
	350	69,2	50,05	27,65
	500	43,35	61,45	30,3
	600	27,5	65,8	28,65

Nota. 1. Composition chimique de l'acier У8 : 0,79% C ; 0,31% Si ; 0,30% Mn ; 0,014% S ; 0,014% P ; 0,051% Cr ; 0,15% Cu.

2. Composition chimique de l'acier У10 : 1,01% C ; 0,22% Si ; 0,24% Mn ; 0,013% S ; 0,027% P ; 0,14% Cr ; 0,15% Cu.

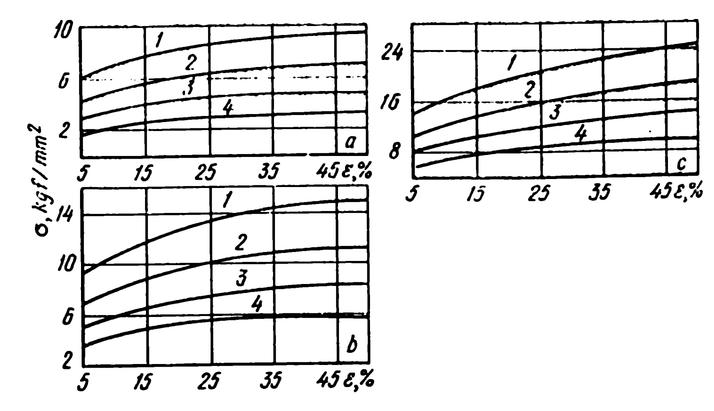


Fig. 107. Courbes de durcissement de l'acier У8 [32] (0,80% C; 0,40% Mn; 0,37% Si; 0,028% S; 0,018% P; 0,14% Cr; 0,13% Ni) pour les vitesses de déformation 0,5 (*a*), 5 (*b*) et 50 s^{-1} (*c*). Température de l'essai, °C :

1 — 900; *2* — 1000; *3* — 1100; *4* — 1200

Tableau 25

Propriétés mécaniques de l'acier У8А (charges statique et dynamique [51])

Température de l'essai, °C	Action dynamique *			Action statique ** (traction)		
	compression E_{max}, %	traction				
		ψ, %	δ, %	σ_t, kgf/mm²	ψ, %	δ, %
20	75	50	29	55	57	25
100	77	47	25	51	59	25
200	79	50	24	48	59	25
300	72	55	24	48	60	22
400	64	55	27	48	70	35
500	72	48	18	34	77	40
600	73	71	37	20,0	85	48
700	86	81	49	10,6	91	58
800	88	94	65	9,3	100	58
900	100	97	77	5,6	100	62
1000	100	100	81	3,4	100	62
1100	100	100	91	2,1	100	80
1200	100	100	102	1,5	100	69

* $v_{d.ou}$ = 6,2 m/s. ** $v_{d.ou}$ = 10 mm/mn.

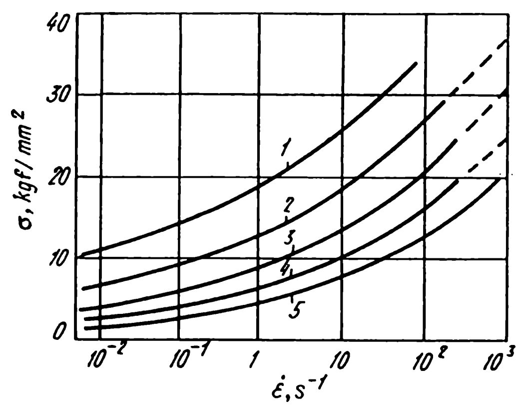


Fig. 108. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de σ de l'acier У8A pour ε = 30% [39] (0,82% C; 0,28% Mn; 0,19% Si; 0,07% Cr; 0,10% Ni; 0,020% S; 0,014% P). Température de l'essai, °C : 1 — 800; 2 — 900; 3 — 1000; 4 — 1100; 5 — 1200

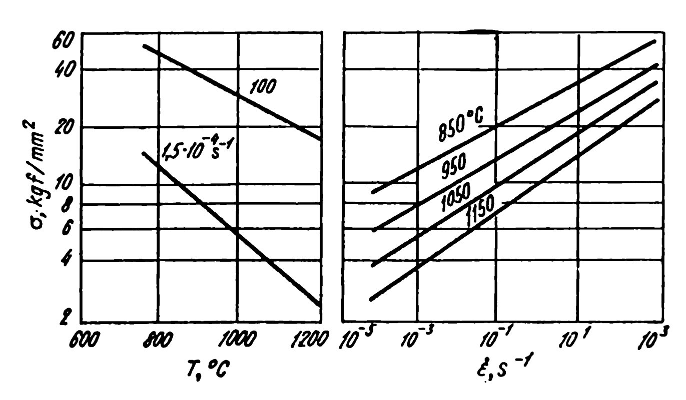


Fig. 109. Influence de la température et de la vitesse des essais sur la valeur de σ de l'acier У10A (ε = 40÷50%) [36]

Propriétés mécaniques de l'acier Y10A (charges statique et dynamique [51])

Température de l'essai, °C	Action dynamique *			Action statique ** (traction)		
	compression	traction				
	E_{max}, %	ψ,%	δ, %	σ_t, kgf/mm²	ψ, %	δ, %
20	73	54	30	55	55	26
100	76	52	26	50	59	28
200	77	54	24	48	60	25
300	71	54	24	50	56	22
400	71	54	24	49	68	34
500	72	52	19	32	77	38
600	73	69	35	18	85	46
700	85	80	47	10,7	87	50
800	100	93	71	9,2	100	52
900	100	97	72	5,6	100	59
1000	100	100	80	3,0	100	70
1100	100	100	99	1,8	100	78
1200	100	100	107	1,6	100	86

Nota. Composition chimique : 1,02% C ; 0,25% Si ; 0,22% Mn ; 0,07% Cr ; 0,13% Ni ; 0,02% P ; 0,02% S.

* $v_{d.ou}$ = 6,2 m/s. ** $v_{d.ou}$ = 10 mm/mn.

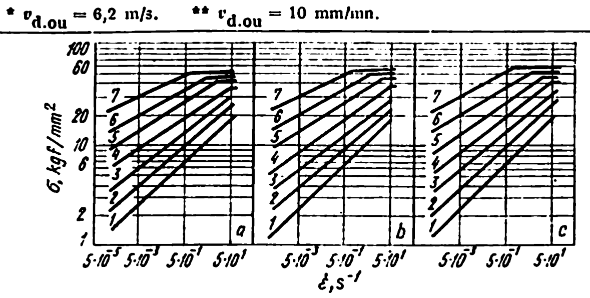


Fig. 110. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de σ des aciers Y8 (*a*), Y10 (*b*) et Y12 (*c*) pour ε = 20% (compression) [29]. Température de l'essai, °C :
1 — 1200 ; *2* — 1100 ; *3* — 1000 ; *4* — 900 ; *5* — 800 ; *6* — 700 ; *7* — 600. Composition chimique des aciers, % :

Fig.	Acier	C	Si	Mn	Cr	Ni
a	Y8	0,78	0,3	0,28	0,15	0,2
b	Y10	1,02	0,16	0,18	0,11	0,13
c	Y12	1,21	0,22	0,3	0,15	0,17

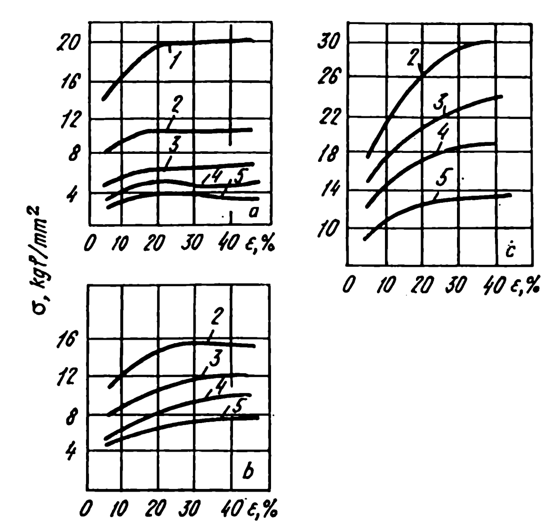


Fig. 111. Courbes de durcissement de l'acier У12А [31] (1,19% C; 0,26% Mn; 0,26% Si; 0,012% P; 0,010% S; 0,1% Cr) pour les vitesses de déformation 0,05 (*a*), 7,5 (*b*) et 150 s^{-1} (*c*). Température de l'essai, °C: *1* – 800; *2* – 900; *3* – 1000; *4* – 1100; *5* – 1200

Tableau 27

Propriétés mécaniques de l'acier У12А (charges statique et dynamique [51])

Température de l'essai, °C	Action dynamique *			Action statique ** (traction)		
	compression E_{max}, %	traction		σ_t, kgf/mm²	ψ, %	δ, %
		ψ, %	δ, %			
20	74	46	24	59	49	22
100	76	44	22	54	51	22
200	78	47	21	53	50	21
300	71	46	21	54	48	17
400	72	49	19	50	63	34
500	73	46	18	32	68	32
600	88	53	27	18	82	44
700	100	75	47	10,6	68	60

Température de l'essai, °C	Action dynamique *			Action statique ** (traction)		
	Compression E_{max}, %	traction		σ_t, kgf/mm²	ψ, %	δ, %
		ψ, %	δ, %			
800	100	88	55	10,2	96	52
900	100	96	69	6,1	100	40
1000	100	100	87	3,5	100	65
1100	100	100	91	1,8	100	74
1200	100	100	97	1,5	100	92

Nota. Composition chimique : 1,25% C ; 0,27% Si ; 0,18% Mn ; 0,10% Cr ; 0,16% Ni ; 0,011% S ; 0,013% P.

* $v_{d.ou}$ = 6,2 m/s.
** $v_{d.ou}$ = 10 mm/mn.

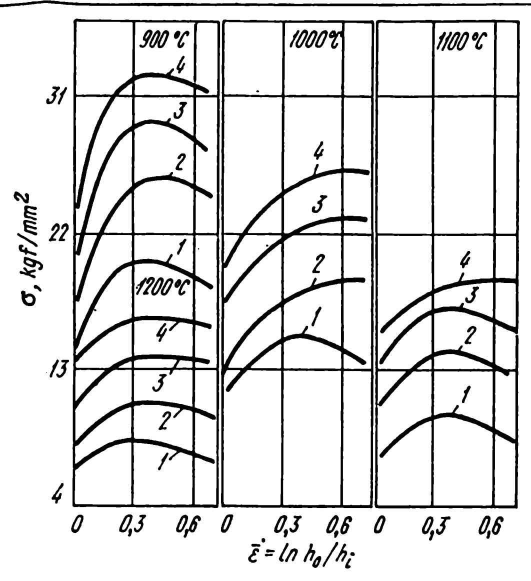


Fig. 112. Courbes de durcissement de l'acier 60C2 [21, 26] (0,61% C ; 1,58% Si ; 0,94% Mn ; 0,038% S ; 0,035% P ; 0,12% Cr ; 0,27% Ni ; 0,06% Mo) pour les vitesses de déformation 1,5 (*1*), 8 (*2*), 40 (*3*) et 100 s⁻¹ (*4*)

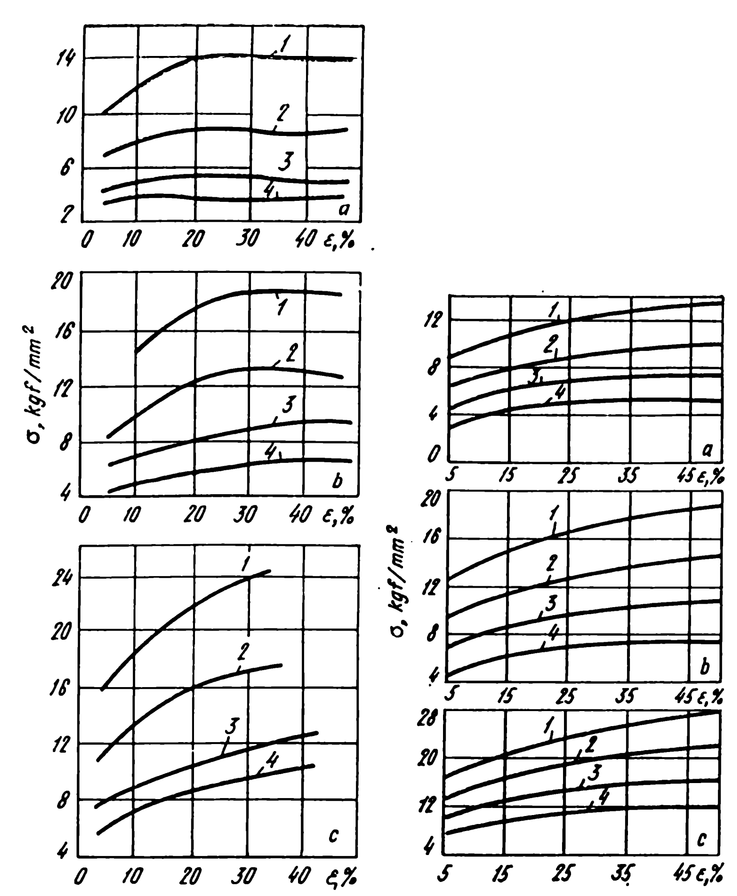


Fig. 113. Courbes de durcissement de l'acier 60C2 [31] (0,6% C; 0,71% Mn; 1,90% Si; 0,018% P; 0,010% S; 0,1% Cr) pour les vitesses de déformation 0,05 (*a*), 7,5 (*b*) et 150 s^{-1} (*c*)

Fig. 114. Courbes de durcissement de l'acier 60C2 [32] (0,56% C; 0,78% Mn; 1,80% Si; 0,020% S; 0,010% P; 0,13% Cr; 0,30% Ni) pour les vitesses de déformation 0,5 (*a*), 5 (*b*) et 50 s^{-1} (*c*). Température de l'essai, °C :

1 – 900; *2* – 1000; *3* – 1100; *4* – 1200

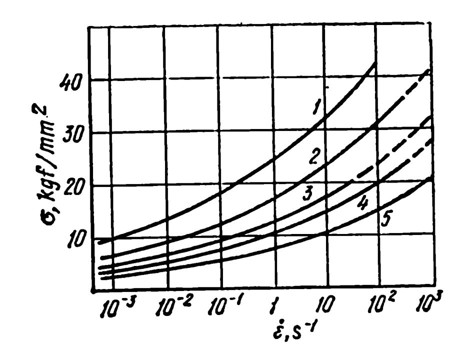


Fig. 115. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de σ de l'acier 60C2 pour ε = 30% [39] (0,60% C; 0,68% Mn; 1,80% Si; 0,12% Cr; 0,10% S; 0,017% P). Température de l'essai, °C:
1 — 800; *2* — 900; *3* — 1000; *4* — 1100; *5* — 1200

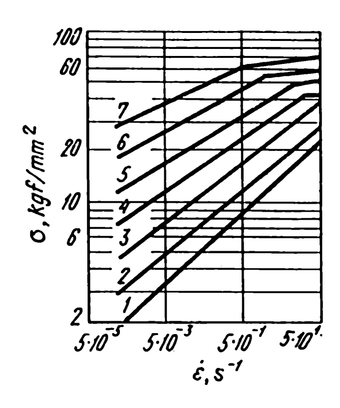


Fig. 116. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de σ de l'acier 60C2 pour ε = 20% (compression) [29] (0,58%C; 1,72% Si; 0,72% Mn; 0,19% Cr; 0,4% Ni). Température de l'essai, °C:
1 — 1200; *2* — 1100; *3* — 1000; *4* — 900; *5* — 800; *6* — 700; *7* — 600

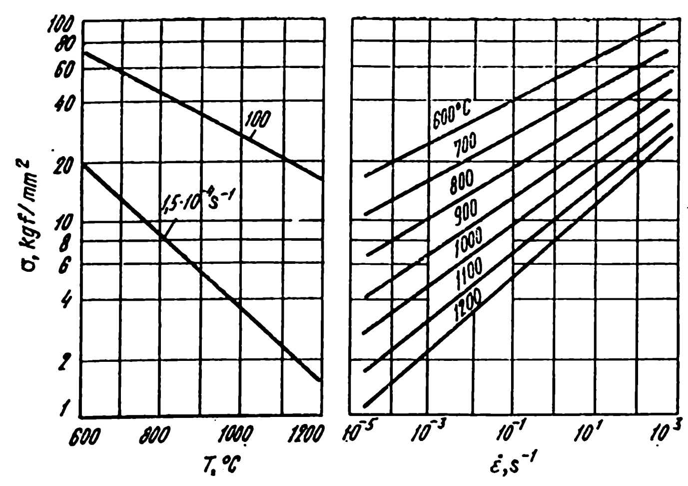


Fig. 117. Influence de la température et de la vitesse des essais sur la valeur de σ de l'acier 60C2 pour $\varepsilon = 40 \div 50\%$ [36]

Tableau 28

Propriétés mécaniques de l'acier ШХ15 (charge statique [51])

Température d'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %
614	54,70	13,0	37,1
650	45,35	14,5	48,0
694	37,91	18,2	34,9
695	35,05	21,3	50,3
696	35,60	17,7	64,6
696	18,88	58,0	79,7
716	48,53	39,4	77,7

Température d'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %
725	17,78	53,8	76,2
734	17,28	62,2	79,6
787	13,16	70,0 ± 1,93	97,85 ± 0,16
835	11,2	79,4	99,4
885	8,97	85,4	99,6
985	5,81	84,4	99,9
1082	4,16	81,5 ± 1,5	99,98 ± 0,002
1182	2,83	80,6	100,0
1200	2,57	67,9	100,0

Nota. Composition chimique : 0,95% C ; 0,25% Mn ; 0,50% Si ; 1,5% Cr ; 0,035% P.

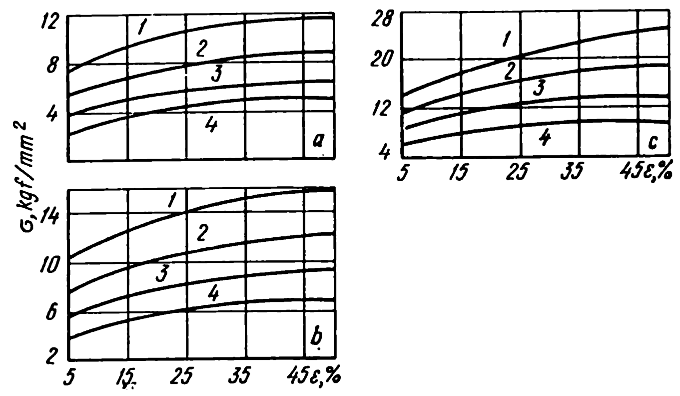


Fig. 118. Courbes de durcissement de l'acier ШХ15 [32](0,93% C ; 0,34% Mn ; 0,26% Si ; 0,015% S ; 0,028% P ; 1,48% Cr ; 0,16% Ni) pour les vitesses de déformation 0,5 (*a*), 5 (*b*) et 50 s^{-1} (*c*). Température de l'essai, °C :

1 — 900 ; *2* — 1000 ; *3* — 1100 ; *4* — 1200

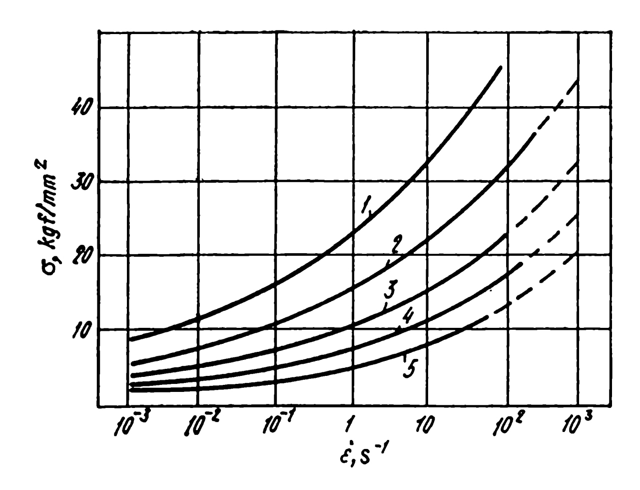


Fig. 119. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de σ de l'acier ШХ15 pour ε = 30% [39] (1,0% C; 0,31% Mn; 0,24% Si; 1,54% Cr; 0,10% Ni; 0,10% Cu; 0,018% S). Pour les notations voir la fig. 115

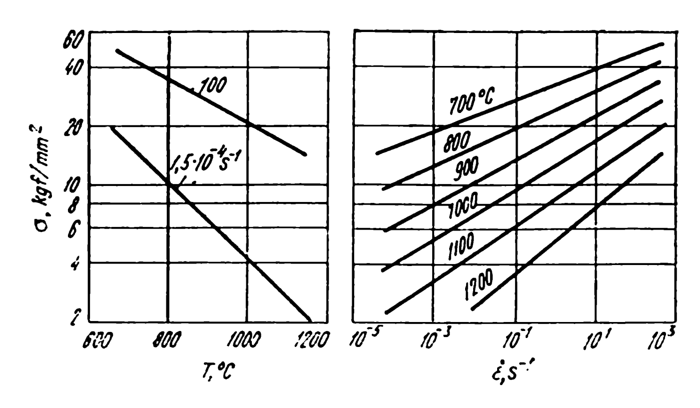


Fig. 120. Influence de la température et de la vitesse des essais sur la valeur de σ de l'acier ШХ15 pour ε = 40÷50% [36]

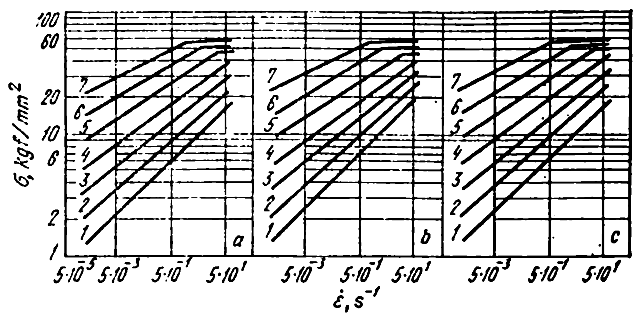


Fig. 121. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de σ des aciers ШХ6 (*a*), ШХ9(*b*) et ШХ15 (*c*) pour ε = 20% (compression) [29]. Température de l'essai, °C :

1 — 1200; *2* — 1100; *3* — 1000; *4* — 900; *5* — 800 *6* — 700; *7* — 600.

Composition chimique des aciers, % :

Fig.	Acier	C	Si	Mn	Cr	Ni
a	ШХ6	1,02	0,32	0,33	0,62	0,15
b	ШХ9	1,09	0,27	0,31	1,1	0,12
c	ШХ15	0,98	0,31	0,30	1,51	0,19

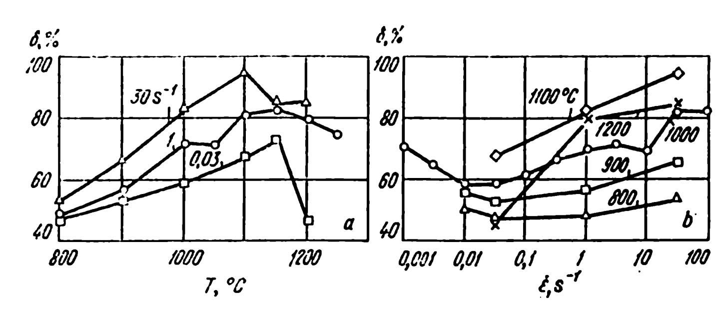


Fig. 122. Variation de δ en fonction de la température (*a*) et de la vitesse de déformation (*b*) de l'acier ШХ15 [84] (1,02% C; 0,27% Mn; 0,26% Si; 1,53% Cr; 0,12% Ni; 0,14% Cu). Les coefficients de la formule (47) :

$s = 1{,}01$; $\sigma_0 = 7{,}96$ kgf/mm² ; $a = 0{,}137$; $b = 0{,}220$; $c = -4{,}07$

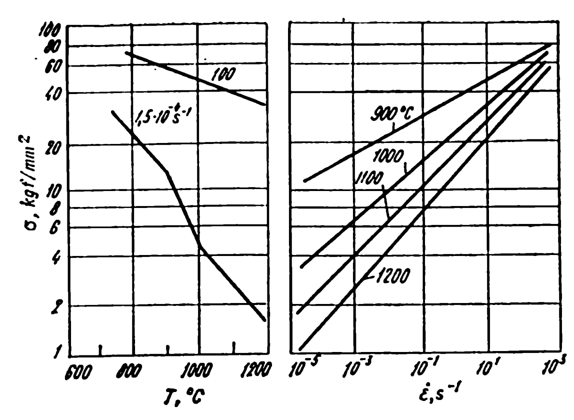


Fig. 123. Influence de la température et de la vitesse des essais sur la valeur de σ de l'acier P4 pour ε = 40÷50% [36]

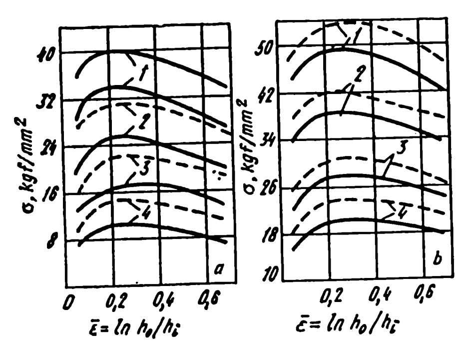


Fig. 124. Courbes de durcissement de l'acier P6M3 [48] :
a – $\dot{\varepsilon}$=2 et 10 s^{-1} (lignes en traits pleins et en pointillé respectivement); *b* – $\dot{\varepsilon}$=50 et 100 s^{-1} (lignes en traits pleins et en pointillé respectivement)

Température de l'essai, °C :
1 – 900; *2* – 1000; *3* – 1100; *4* – 1200

Fig. 125. Courbes de durcissement de l'acier Р6М3Ф2 [87] (0,89% C; 0,24% Mn; 0,28% Si; 0,18% Ni; 3,2% Cr; 3,18% Mo; 6,2% W; 2,18% V; 0,008% S; 0,019% P) pour les températures: 900 (*a*), 1000 (*b*), 1100 (*c*) et 1200 °C (*d*):

Fig.	Courbe	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}	Fig.	Courbe	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}
a	1	10,5	*c*	1	11,1
	2	43,8		2	40,06
	3	5,9		3	65,5
b	1	10,8	*d*	1	11,2
	2	40,06		2	38,9
	3	73,3		3	57,2

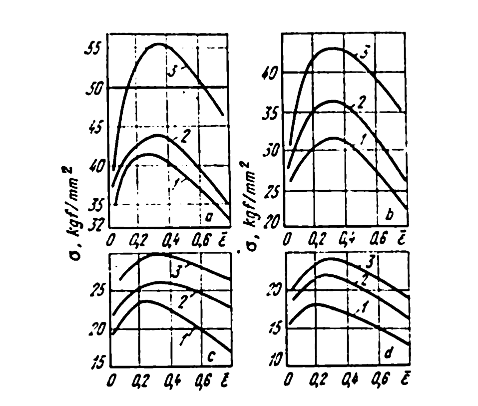


Fig. 126. Courbes de durcissement de l'acier P12 [87] (0,86% C; 0,34% Mn; 0,30% Si; 0,36% Ni; 3,3% Cr; 0,20% Mo; 12,1% W; 1,62% V; 0,011% S; 0,029% P) pour les températures: 900 (*a*), 1000 (*b*), 1100 (*c*) et 1200 °C (*d*):

Fig.	Courbe	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}	Fig.	Courbe	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}
a	1	12,8	*c*	1	10,7
	2	40,0		2	42,5
	3	63,0		3	70,3
b	1	11,5	*d*	1	10,3
	2	40,0		2	40,0
	3	63,0		3	55,6

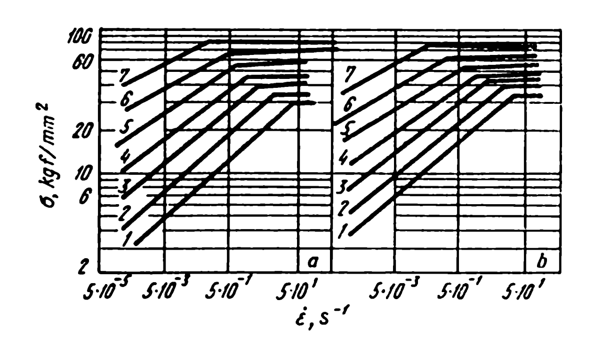


Fig. 127. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de σ des aciers P9 (*a*) et P18 (*b*) pour ε = 20% (compression) [29]. Température de l'essai, °C :

1 — 1200 ; *2* — 1100 ; *3* — 1000 ; *4* — 900 ; *5* — 800 ; *6* — 700 ; *7* — 600.

Composition chimique des aciers, % :

Fig.	Acier	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	W
a	P9	0,82	0,33	0,38	4,3	0,32	—	2,43	11,9
b	P18	0,68	0,37	0,39	4,1	0,32	0,17	1,15	17,8

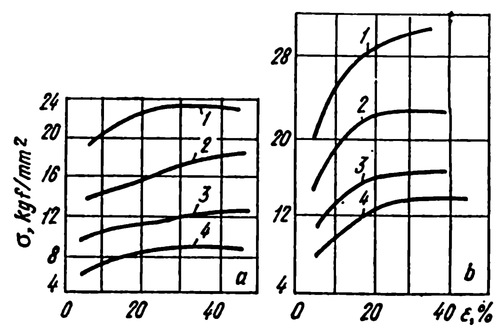


Fig. 128. Courbes de durcissement de l'acier P18 [31] (0,72% C ; 0,20% Mn ; 0,22% Si ; 0,028% P ; 0,016% S ; 0,18% Ni ; 3,98% Cr ; 1,32% V ; 18,0% W) pour les vitesses de déformation 0,05 (*a*) et 7,5 s^{-1}(*b*). Température de l'essai, °C :

1 — 900 ; *2* — 1000 ; *3* — 1100 ; *4* — 1200

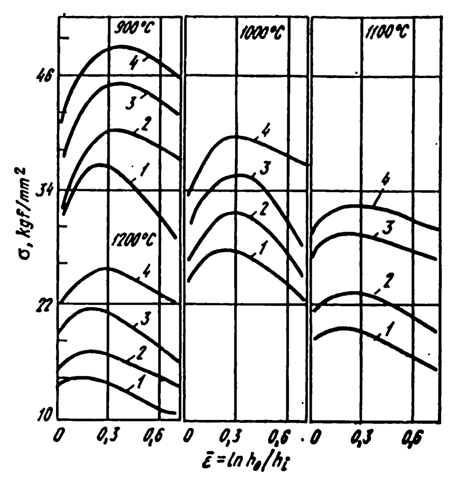


Fig. 129. Courbes de durcissement de l'acier P18 [21, 61] (0,80% C; 0,28% Si; 0,32% Mn; 4,30% Cr; 0,18% Ni; 0,55% Mo; 18,40% W; 1,54% V) pour les vitesses de déformation 1,5 (*1*), 8 (*2*), 40 (*3*) et 100 s^{-1} (*4*)

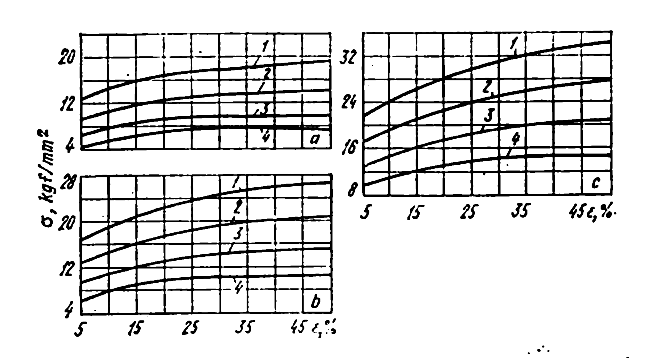


Fig. 130. Courbes de durcissement de l'acier P18 [32] (0,69% C; 0,14% Mn; 0,22% Si; 4,10% Cr; 19,0% W; 1,1% V) pour les vitesses de déformation 0,5 (*a*), 5 (*b*) et 50 s^{-1} (*c*). Température de l'essai, °C: *1* — 900; *2* — 1000; *3* — 1100; *4* — 1200

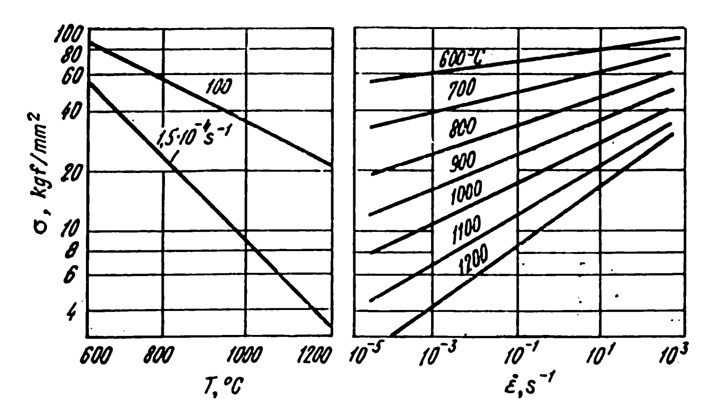


Fig. 131. Influence de la température et de la vitesse de déformation sur la valeur de σ de l'acier P18 pour $\varepsilon = 40 \div 50\%$ [36]

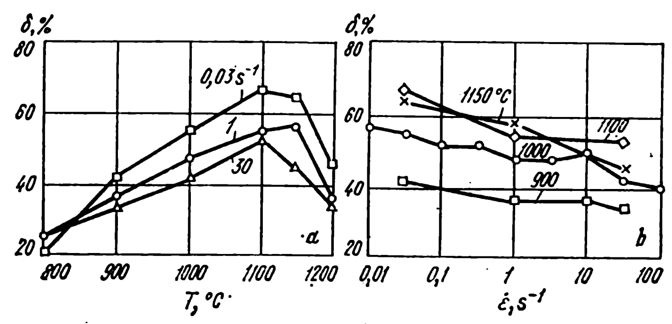


Fig. 132. Variation de δ en fonction de la température (*a*) et de la vitesse de déformation (*b*) de l'acier P18 [84] (0,72% C ; 0,28% Mn ; 0,23% Si ; 3,90% Cr ; 0,19% Ni ; 16,8% W ; 0,40% Mo ; 1,05% V). Les coefficients de la formule (47) :

$s = 0{,}780$; $\sigma_0 = 23{,}7$ kgf/mm² ; $a = 0{,}136$; $b = 0{,}10$; $c = -3{,}01$

Sur les conditions des essais des aciers et alliages à fort alliage

Acier, alliage	Conditions des essais		Numéro de la figure, du tableau	Bibliographie	Description de la méthode (voir l'Annexe)	Caractéristique des propriétés mécaniques
	T_{es}, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}				
XB5	600-1200	10^{-4}-50	Fig. 133	[29]	+	σ
18X2H4BA	800-1200	10^{-3}-30	Fig. 134	[84]	+	σ, ψ, δ
X9C2	700-1100	10^{-4}-10^{2}	Fig. 135	[36]	+	σ
Type 50X8C4	900-1200	1,5-100	Fig. 136	[21, 61]	+	σ
Type 12X13	800-1200	0,2-100	Fig. 137	[67]	+	σ
Type 12X13	800-1200	0,8-100	Fig. 138	[67]	+	σ
Type X12 (1,5% C)	800-1200	0,05-150	Fig. 139	[31]	+	σ
X12MΦ	600-1100	10^{-4}-10^{2}	Fig. 140	[36]	+	σ
12X13	20-1200	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Tabl. 29	[37]	+	HB, σ_t, ψ, δ, a_{ch}
	800-1200	0,05 ; 7,5	Fig. 141	[31]	+	σ
	900-1200	0,5-50	Fig. 142	[32]	+	σ
	600-1200	10^{-5}-10^{2}	Fig. 143	[36]	+	σ
12X13	900-1200	$5 \cdot 10^{-2}$-10	Fig. 144	[25-27]	+	S_k
	800-1200	10^{-3}-10^{2}	Fig. 145	[84]	+	σ, δ
20X13, 12X13	600-1200	10^{-4}-50	Fig. 146	[29]	+	σ
12X13, 40X13	600-1200	10^{-4}-50	Fig. 147	[29]	+	σ
X13 (2,23%C)	900-1200	1,5-100	Fig. 148	[21, 61]	+	σ

40X13	900-1200 800-1200	0,5-50 0,05-150	Fig. 149 Fig. 150	[32] [31]	+ +	σ σ
95X18ЭШП X18МТФ (ЭИ636)	900-1200 800-1200	2-100 10^{-2}-10^{2}	Fig. 151 Fig. 152	[48] [84]	+ +	σ σ, δ
30X13, 12X17, 15X25, 15X28	600-1200	10^{-4}-50	Fig. 153	[29]	+	σ
12X13, 20X13, 40X13, XH35BT (ЭИ612), ЭИ673	800-1250	10^{-3}-3,0	Tabl. 30	[25-27]	+	ε_p, ψ
Type 12X17 X17 X17Ю5, X4B9Ф (ЭИ347)	800-1200 20-1200 600-1200	0,8-100 $\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$ 10^{-4}-50	Fig. 154 Tabl. 31 Fig. 155	[67] [37] [29]	+ + +	σ σ_t, δ, ψ, a_{ch}, HB σ
15X25T(ЭИ439)	800-1100	10^{-2}-10^{2}	Fig. 156	[84]	+	σ, δ
15X28	20-1300 600-1200	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$ 10^{-4}-10^{2}	Tabl. 32 Fig. 157	[37] [36]	+ +	σ_t, δ, ψ, a_{ch}, HB σ
15X25, X25Ю5	800-1200	0,05-7,5	Fig. 158	[31]	+	σ
H25 X14Г8H 10X14Г14H	600-1200 −200-900 −200-800	10^{-4}-10^{2} $\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$ $\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Fig. 159 Fig. 160 Fig. 161	[36] [51] [51]	+ − −	σ σ_t, $\sigma_{éc}$, ψ, δ, a_{ch} σ_t, $\sigma_{éc}$, ψ, δ, a_{ch}

Suite

Acier, alliage	Conditions des essais		Numéro de la figure, du tableau	Bibliographie	Description de la méthode (voir l'Annexe)	Caractéristique des propriétés mécaniques
	T_{es}, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}				
45Х14Н14В2М (ЭИ69)	600-1200	10^{-4}-50	Fig. 162	[29]	+	σ
Х13Н4Г9 10Х14Г14Н3 (ЭИ711)	20-1200 800-1200	~10^{-4}; ~10^{2} 10^{-3}-30	Tabl. 33 Fig. 163	[37] [84]	+ +	σ_t, ψ, δ, a_{ch}, HB σ, δ, ψ
Х17Н2	900-1200 800-1250	0,5-50 10^{-3}-10^{2}	Fig. 164 Fig. 165	[32] [84]	+ +	σ σ, δ
Х14Н4 (ВНС16) Х16Н4(ЭП56) Х16Н5М4	800-1250 800-1250 800-1200	10^{-3}-10^{2} 10^{-3}-10^{2} 0,8-100	Fig. 166 Fig. 167 Fig. 168	[84] [84] [67]	+ + +	σ, δ σ, δ σ
Х16Н9 (ЭП302)	800-1200	10^{-3}-10^{2}	Fig. 169	[84]	+	σ, δ
Х11Н2 (ВНС14) Type Х12Н12СГ Type Х12Н15Г Type 12Х18Н9 (Х18Н9)	800-1300 800-1200 800-1200 900-1200	10^{-3}-10^{2} 0,8-100 0,8-100 1,5-100	Fig. 170 Fig. 171 Fig. 172 Fig. 173	[84] [67] [67] [21, 61]	+ + + +	σ, δ σ σ σ
Type 12Х18Н9 (Х18Н9)	0-1200 0-1200	0,2-650 197-529	Fig. 174 Fig. 175	[67] [67]	+ +	σ σ
12Х18Н9, 12Х18Н9Т	600-1200	10^{-4}-50	Fig. 176	[29]	+	σ

12Х18Н9 (Х18Н9)	20-1300	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{-2}$	Tabl. 34	[37]	+	σ_t, ψ, δ, a_{ch}, HB
12Х18Н9Т (Х18Н9Т)	900-1200	0,5-50	Fig. 177	[32]	+	σ
12Х18Н9 (1Х18Н9)	600-1200	10^{-4}- 10^{2}	Fig. 178	[36]	+	σ
12Х18Н9Т (1Х18Н9Т)	20-1250	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Tabl. 35	[37]	+	σ_t, ψ, δ, a_{ch}
12Х18Н9Т	20-400	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 36	[43]	+	σ_t, $\sigma_{0,2}$, δ, E
Х18Н9Т	200-400	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 37	[43]	+	σ_t, $\sigma_{0,2}$, δ, E
ЭЯ1Т(Х18Н9Т)	20-400	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 38	[43]	+	σ_t, $\sigma_{0,2}$, δ, E, μ
12Х18Н9Т (1Х18Н9Т)	800-1200	10^{-3}-10^{3}	Fig. 179	[39]	+	σ
12Х18Н9Т (Х18Н9Т)	800-1250	1-30	Fig. 180	[84]	+	σ, δ
12Х18Н9Т	900-1200	0,05-150	Fig. 181	[31]	+	σ
18Х18Н9	900-1200	0,05-150	Fig. 182	[31]	+	σ
Type Х17Н7МЮ	800-1200	0,8-100	Fig. 183	[67]	+	σ
Х22Н5Т	800-1200	1-10	Fig. 184	[84]	+	σ, δ
Type Х17Н12М2	0-1200	197-527	Fig. 185	[67]	+	σ
	0-1200	197-527	Fig. 186	[67]	+	σ
	800-1200	0,8-100	Fig. 187	[67]	+	σ
Х14Н14ВГС	700-1000	10^{-4}-10^{2}	Fig. 188	[36]	+	σ
Х14Н14В	800-1100	10^{-4}-10^{2}	Fig. 189	[36]	+	σ
45Х14Н14В2М (ЭИ69)	800-1100	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Fig. 190	[40]	+	σ_t, a_{ch}, ε
1Х14Н14В2М	20-1220	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Tabl. 39	[37]	+	σ_t, δ, ψ, a_{ch}
1Х16Н14В2Т	800-1200	0,8-100	Fig. 191	[67]	+	σ
Х18Н12Б	20-1300	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Tabl. 40	[37]	+	σ_t, δ, ψ, a_{ch}
10Х17Н13М2Т (ЭИ448)	900-1200	0,05-150	Fig. 192	[31]	+	σ

Suite

Acier, alliage	Conditions des essais		Numéro de la figure, du tableau	Bibliographie	Description de la méthode (voir l'Annexe)	Caractéristique des propriétés mécaniques
	T_{es}, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}				
10X17H13M3T (ЭИ432)	800-1250	10^{-2}-10^{2}	Fig. 193	[84]	+	σ, δ
10X17H13M2T (ЭИ448)	800-1200	1-10	Fig. 194	[84]	+	σ, δ
10X17H13M2T	900-1200	0,5-50	Fig. 195	[32]	+	σ
20X17H13M2T	800-1000	10^{-4}-10^{2}	Fig. 196	[36]	+	σ
Type 1X22H13	0-1200	197-527	Fig. 197	[67]	+	σ
000X21H16AГ8	800-1300	10^{-2}-10^{2}	Fig. 198	[84]	+	σ, δ
20X23H18 (ЭИ417)	20-1300	$\sim10^{-4}$; $\sim10^{2}$	Tabl. 41	[37]	+	a_{ch}, σ_t, ψ, δ
	900-1200	0,05; 7,5	Fig. 199	[31]	+	σ
	700-1100	10^{-4}-10^{2}	Fig. 200	[36]	+	σ
	800-1200	10^{-3}-10^{2}	Fig. 201	[84]	+	σ, δ
X18H25C2	20-1200	$\sim10^{-4}$; $\sim10^{2}$	Tabl. 42	[37]	+	a_{ch}, σ_t, ψ, δ, *HB*
	900-1200	0,05; 7,5	Fig. 202	[31]	+	σ
	600-1200	10^{-4}-50	Fig. 203	[29]	+	σ
Type 1X25H22	0-1200	197-527	Fig. 204	[67]	+	σ
XH35BT(ЭИ612)	1000-1200	$5\cdot10^{-3}$-10	Fig. 205	[25-27]	+	S_k
X13Ю4(ЭИ60), 45X14H14B2M (ЭИ69), 20X13H4Г9 (ЭИ100), 40X10C2M (ЭИ107)	600-1200	10^{-4}-50	Fig. 206	[29]	+	σ

ЭИ240, ЭИ241, ЭИ262, ЭИ319	600-1200	10^{-4}-50	Fig. 207	[29]	+	σ
ЭИ307, ЭИ318, ЭИ334, ЭИ340	600-1200	10^{-4}-50	Fig. 208	[29]	+	σ
20Х23Н13 (ЭИ319)	800-1200	10^{-2}-10^{2}	Fig. 209	[84]	+	σ, δ
Х16Н26М6 (ЭИ395)	800-1200	$\sim 10^{-4}$	Fig. 210	[40]	+	σ_t, ψ, δ, a_{ch}
Х14Н75 (ЭИ418)	900-1150	$\sim 10^{-4}$	Fig. 211	[40]	+	σ_t, ψ, δ, a_{ch}
Х13Н13К10В3М2 (ЭИ434)	900-1150	$\sim 10^{-4}$	Fig. 212	[40]	+	σ_t, ψ, δ, a_{ch}
ХН78Т(ЭИ435)	900-1200	0,5-50	Fig. 213	[32]	+	σ
ХН77ТЮ (ЭИ437А), ХН77ТЮР (ЭИ437Б)	800-1200	$\sim 10^{-4}$	Fig. 214	[40]	+	σ_t, ψ, δ, a_{ch}
37Х12Н8Г9МВ (ЭИ481)	800-1200	1-10 ; 10^{2}	Fig. 215	[46]	+	q
37Х12Н8Г9МВ	900-1150	0,7-70	Fig. 216	—	+	ψ, δ
(ЭИ539)	950-1200	10^{-2}-10^{2}	Fig. 217	[75, 76]	+	σ
	950-1200	10^{-2}-10^{2}	Fig. 218	[75, 76]	+	ψ, δ
ХН70МВТЮБ (ЭИ598)	950-1150	10^{-2}-10^{2}	Fig. 219	[75, 76]	+	σ
	950-1200	10^{-2}-10^{2}	Fig. 220	[75, 76]	+	ψ, δ

Suite

Acier, alliage	Conditions des essais		Numéro de la figure, du tableau	Bibliographie	Description de la méthode (voir l'Annexe)	Caractéristique des propriétés mécaniques
	T_{es}, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}				
ХН75МБТЮ (ЭИ602)	900-1200	10^{-2}-10^{3}	Fig. 221	[75, 76]	+	σ
	900-1200	0,5-50	Fig. 222	[32]	+	σ
	900-1200	10^{-2}-10^{2}	Fig. 223	[75, 76]	+	ψ, δ
	800-1200	10^{-2}-10^{2}	Fig. 224	[84]	+	σ, δ
ХН70ВМТЮ (ЭИ617)	800-1200	$\sim 10^{-4}$	Fig. 225	[46]	+	σ_t, ψ, δ, a_{ch}
	850-1150	1-10 ; 10^{3}	Fig. 226	[46]	+	q
	800-1200	0,03-30	Fig. 227	[84]	+	σ, δ, ψ
ЭИ643	20-500	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 43	[43]	+	σ_t, $\sigma_{0,2}$, δ, E
Х21Н10Ф(ЭИ649)	900-1200	2-100	Fig. 228	[48]	+	σ
ЭИ654	20-350	10^{-4}	Tabl. 44	[43]	+	σ_t, $\sigma_{0,2}$, δ, E
	800-1250	10^{-2}-30	Fig. 229	[84]	+	σ, ψ, δ
23Х2НВФА (ЭИ659)	20-500	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 45	[43]	+	σ_t, $\sigma_{0,2}$, δ, E
ВЖ98, ХН70Ю (ЭИ652), ЭИ661	900-1200	0,5-50	Fig. 230	[32]	+	σ
10Х11Н20Т3Р (ЭИ696)	850-1100	10^{-2}-10^{2}	Fig. 231	[75, 76]	+	σ
	850-1100	10^{-2}-10^{2}	Fig. 232	[75, 76]	+	ψ, δ
36НХТЮ (ЭИ702)	900-1150	10^{-2}-10^{2}	Fig. 233	[75, 76]	+	σ
	900-1200	10^{-2}-10^{2}	Fig. 234	[75, 76]	+	ψ, δ
	800-1200	10^{-2}-10^{2}	Fig. 235	[84]	+	σ, ψ, δ

ХН38ВТ (ЭИ703)	900-1200	2-100	Fig. 236	[48]	+	σ
Х10Н75В5МЮ (ЭИ828)	950-1200 950-1200	10^{-2}-10^{2} 10^{-2}-10^{2}	Fig. 237 Fig. 238	[75, 76] [75, 76]	+ +	σ δ, ψ
Х20Н80	850-1200 850-1200	10^{-2}-10^{2} 10^{-2}-10^{2}	Fig. 239 Fig. 240	[75, 76] [75, 76]	+ +	σ ψ, δ
Х25Н16Г7АР (ЭИ835)	900-1200 800-1200 900-1200	2-100 10^{-2}-10^{3} 10^{-2}-10^{3}	Fig. 241 Fig. 242 Fig. 243	[48] [75, 76] [75, 76]	+ + +	σ σ δ, ψ
ХН62МВКЮ (ЭИ867)	900-1200 900-1200	1-50 1-50	Fig. 244 Fig. 245	[74] [74]	+ +	σ δ, ψ
ХН67ВМТЮ, Х15Н55М16В, Н70М27	900-1200	0,5-15	Fig. 246	[78]	+	σ
ХН65ВМТЮ (ЭИ893)	950-1200	10^{-2}-10^{2}	Fig. 247	[75, 76]	+	σ
ХН65ВМТЮ (ЭИ893)	950-1200	10^{-2}-10^{2}	Fig. 248	[75, 76]	+	δ, ψ
ХН55ВМТКЮ (ЭИ929)	1100-1200 1000-1150 1000-1200 900-1200	2-100 10^{-2}-10^{2} 10^{-2}-10^{2} $\sim10^{-4}$; $\sim10^{2}$	Fig. 249 Fig. 250 Fig. 251 Fig. 252	[48] [75, 76] [75, 76] [58]	+ + + +	σ σ ψ, δ q

Suite

Acier, alliage	Conditions des essais		Numéro de la figure, du tableau	Bibliographie	Description de la méthode (voir l'Annexe)	Caractéristique des propriétés mécaniques
	T_{es}, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}				
ЭИ437, ЭИ617, ХН62МВКЮ (ЭИ867), ХН55ВМТФКЮ (ЭИ929), ЭИ826	800-1200	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Fig. 253	[58]	—	σ_t, δ, a_{ch}
06ХН28МДТ (ЭИ943)	900-1200 900-1200 800-1200	10^{-2}-10^{2} 10^{-2}-10^{2} 10^{-2}-10^{2}	Fig. 254 Fig. 255 Fig. 256	[75, 76] [75, 76] [84]	+ + +	σ ψ, δ σ, ψ, δ
11Х11Н2В2МФ (ЭИ962)	800-1250	0,03-30	Fig. 257	[84]	+	σ, ψ, δ
40КНХМ	900-1200 900-1200	10^{-2}-10^{2} 10^{-2}-10^{2}	Fig. 258 Fig. 259	[75, 76] [75, 76]	+ +	σ ψ, δ
10Х11Н23Т3МР (ЭП33)	850-1100 850-1100	10^{-2}-10^{2} 10^{-2}-10^{2}	Fig. 260 Fig. 261	[75, 76] [75, 76]	+ +	σ ψ, δ
36НХТЮМ (ЭП51)	900-1100 900-1200	10^{-2}-10^{2} 10^{-2}-10^{2}	Fig. 262 Fig. 263	[75, 76] [75, 76]	+ +	σ ψ, δ
ЭП52	900-1100 900-1200	10^{-2}-10^{2} 10^{-2}-10^{2}	Fig. 264 Fig. 265	[75, 76] [75, 76]	+ +	σ ψ, δ

08Х22Н6Т (ЭП53)	900-1200 900-1200	10^{-2}-10^{2} 10^{-2}-10^{2}	Fig. 266 Fig. 267	[75, 76] [75, 76]	+ —	σ ψ, δ
ЭП99	900-1150	1-50	Fig. 268	[74]	+	σ
ХН56ВМКЮ (ЭП109)	830-1230	0,03-30	Fig. 269	[84]	+	ψ, δ
ХН56ВМТЮ (ЭП199)	1000-1150 1000-1200	10^{-2}-10^{2} 10^{-2}-10^{2}	Fig. 270 Fig. 271	[75, 76] [75, 76]	+ +	σ ψ, δ
ХН67МВТЮ (ЭП202)	950-1200 950-1200	10^{-2}-10^{2} 10^{-2}-10^{2}	Fig. 272 Fig. 273	[75, 76] [75, 76]	+ +	σ ψ, δ
ЭП220	1000-1150 1000-1200 900-1200	10^{-2}-10^{2} 10^{-2}-10^{2} 0,03-30	Fig. 274 Fig. 275 Fig. 276	[75, 76] [75, 76] [84]	+ + +	σ ψ, δ ψ, δ
ЭП311	900-1200 900-1200	10^{-2}-10^{2} 10^{-2}-10^{2}	Fig. 277 Fig. 278	[75, 76] [75, 76]	+ +	σ ψ, δ
ЭП487	800-1200	1-10	Fig. 279	[84]	+	ψ, δ
ЭП693ВД	1000-1200	0,5-25	Fig. 280	—	+	σ
ЭП708ВД	1000-1200	0,5-25	Fig. 281	—	+	σ
ЭП718ВД	1000-1150	0,5-25	Fig. 282	—	+	σ

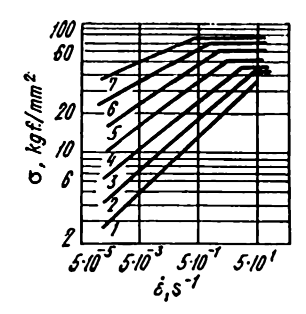


Fig. 133. Courbes de durcissement de l'acier XB5 [29] (1,31% C; 0,21% Si; 0,26% Mn; 0,52% Cr; 0,23% Ni; 0,2% V; 4,82% W) pour ε = 20% (compression). Température de l'essai, °C :
1 — 1200; 2 — 1100; 3 — 1000; 4 — 900; 5 — 800; 6 — 700; 7 — 600

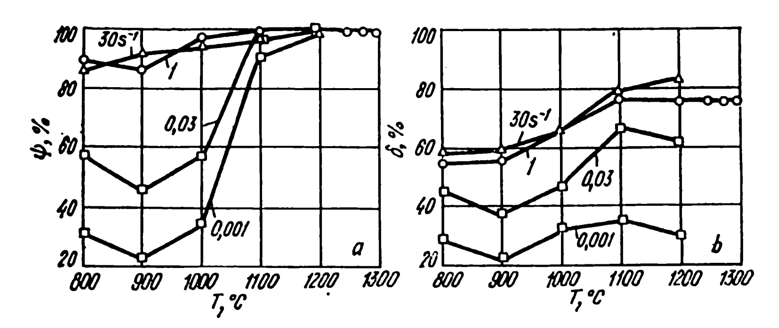


Fig. 134. Variation de ψ(*a*) et de δ (*b*) en fonction de la température de l'acier 18X2H4BA [84] (0,16% C; 0,43% Mn; 0,22% Si; 1,49% Cr; 4,18% Ni; 0,80% W). Les coefficients de l'équation (47) :
$s = 0{,}971$; $\sigma_0 = 10{,}7$ kgf/mm² ; $a = 0{,}117$; $b = 0{,}165$; $c = -2{,}73$

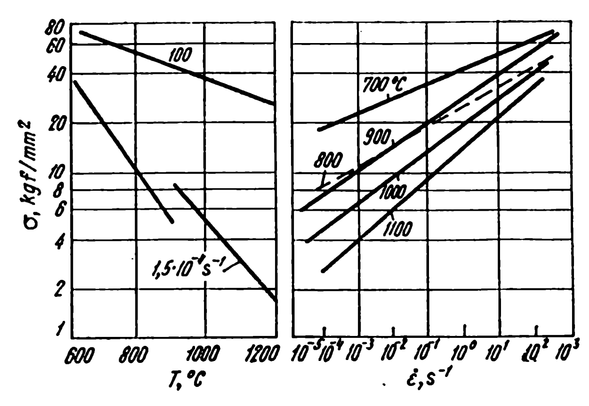


Fig. 135. Influence de la température et de la vitesse des essais sur la valeur de σ de l'acier X9C2 pour $\varepsilon = 40 \div 50\%$ [36].

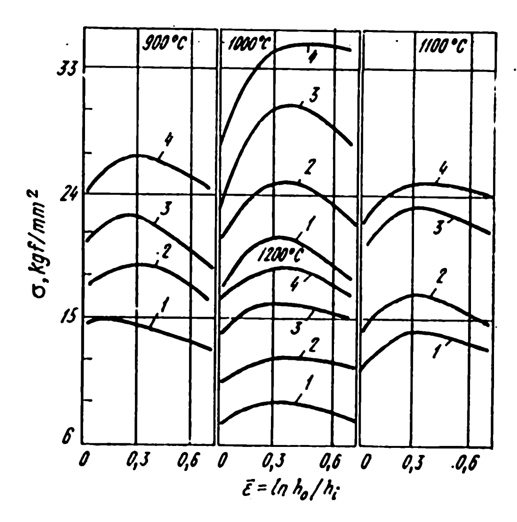


Fig. 136. Courbes de durcissement de l'acier du type 50X8C4 [21, 61] (0,47% C ; 3,74% Si ; 0,58% Mn ; 8,20% Cr ; 0,20% Ni) pour les vitesses de déformation 1,5 (*1*), 8 (*2*), 40 (*3*) et 100 s^{-1} (*4*)

Fig. 137. Courbes de durcissement des éprouvettes de l'acier du type 12X13 [67] (0,12% C ; 0,12% Si ; 0,29% Mn ; 12,11% Cr) de dimension 8 × 12 mm après laminage à chaud et recuit

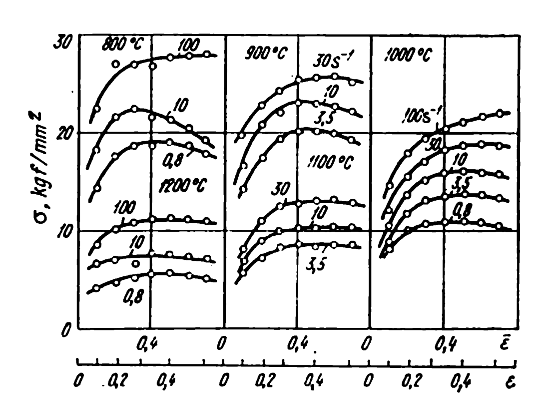


Fig. 138. Courbes de durcissement des éprouvettes de l'acier du type 12X13 [67] (0,16% C ; 0,37% Si ; 0,44% Mn ; 12,62% Cr) de dimension 15 × 22,5 mm après laminage à chaud et recuit

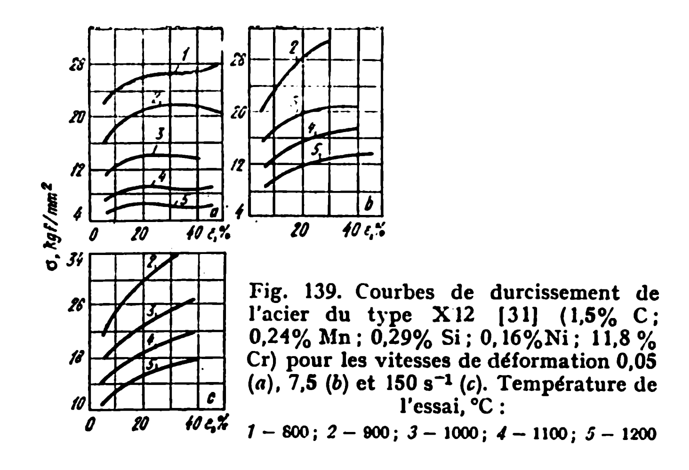


Fig. 139. Courbes de durcissement de l'acier du type X12 [31] (1,5% C; 0,24% Mn; 0,29% Si; 0,16%Ni; 11,8 % Cr) pour les vitesses de déformation 0,05 (*a*), 7,5 (*b*) et 150 s^{-1} (*c*). Température de l'essai, °C :

1 — 800; *2* — 900; *3* — 1000; *4* — 1100; *5* — 1200

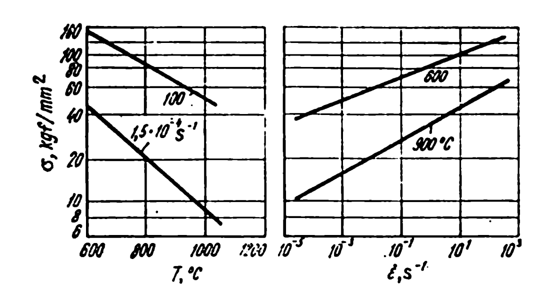


Fig. 140. Influence de la température et de la vitesse des essais sur la valeur de σ de l'acier X12MΦ pour $\varepsilon = 40 \div 50\%$ [36]

Propriétés mécaniques de l'acier 12X13 (charges statique et de choc (a_{ch}) [37])

Température de chauffage préalable, °C	Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %	a_{ch}, kgf·m/cm²	Dureté *HB*
—	20	53,8	30,6	66,0	12,55	131
600	600	16,5	40,6	79,6	23,57	71
700	700	6,6	58,7	96,5	18,16	48
800	800	3,6	61,7	97,6	15,31	36
900	900	2,7	68,0	96,2	15,47	32
1000	1000	3,7	68,0	66,0	14,65	23
1100	1100	2,2	59,4	68,1	9,92	15
1200	1200	1,2	58,8	85,4	5,48	8
1150	1100	2,1	55,6	67,9	10,23	10
1150	1000	3,2	47,8	63,5	12,11	16
1150	900	4,9	54,6	74,6	14,39	31
1150	800	6,6	52,2	96,7	15,39	57
1150	700	7,7	44,1	94,5	14,23	57
1150	600	17	34,6	85,1	14,15	78
1200	1150	1,5	57,2	83,9	6,67	8
1200	1100	1,9	73,0	77,1	8,06	9
1200	1000	2,7	61,9	68,4	10,0	13
1200	800	6,3	54,5	85,3	14,06	41

Nota. **Composition chimique : 0,13% C ; 0,26% Si ; 0,35% Mn ; 13,6% Cr ; 0,20% Ni ; 0,018% S ; 0,02% P.**

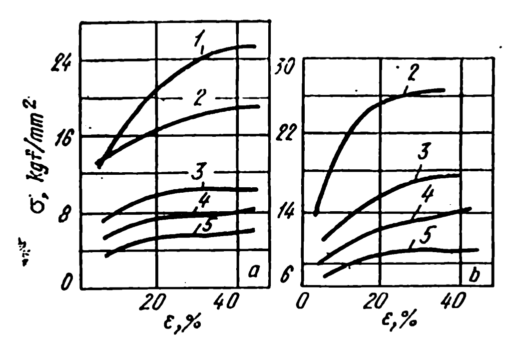


Fig. 141. Courbes de durcissement de l'acier 12X13 [31] (0,13% C; 0,50% Mn; 0,29% Si; 0,19% Ni; 12,6% Cr) pour les vitesses de déformation 0,05 (*a*) et 7,5 s^{-1} (*b*). Température de l'essai, °C :

1 — 800; *2* — 900; *3* — 1000; *4* — 1100; *5* — 1200

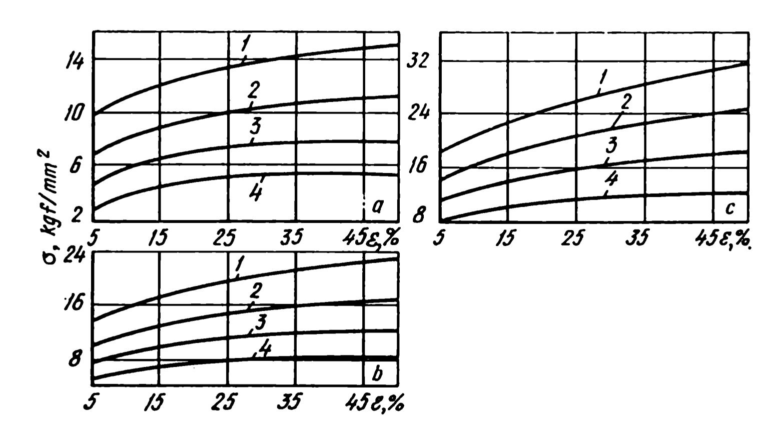


Fig. 142. Courbes de durcissement de l'acier 12X13 [32] (0,13% C; 0,60% Mn; 0,91% Si; 13,92% Cr; 0,41% Ni) pour les vitesses de déformation 0,5 (*a*), 5 (*b*) et 50 s^{-1} (*c*). Température de l'essai, °C :

1 — 900; *2* — 1000; *3* — 1100; *4* — 1200

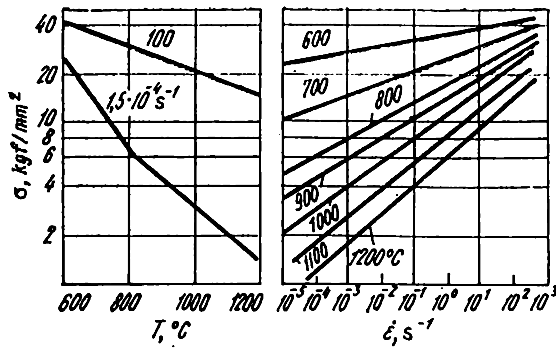


Fig. 143. Influence de la température et de la vitesse des essais sur la valeur de σ de l'acier 12X13 pour $\varepsilon = 40 \div 50\%$ [36]

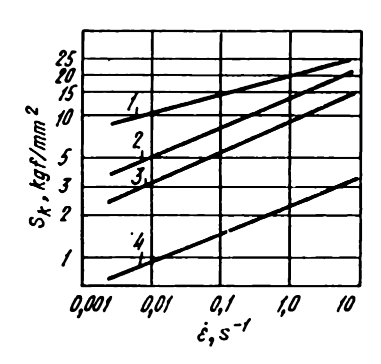


Fig. 144. Durcissement de l'acier 12X13 [25-27] (0,08% C ; 0,30% Mn ; 0,27% Si ; 0,28% Ni ; 12,20% Cr). Température de l'essai, °C : *1* — 900 ; *2* — 1000 ; *3* — 1100 ; *4* — 1200

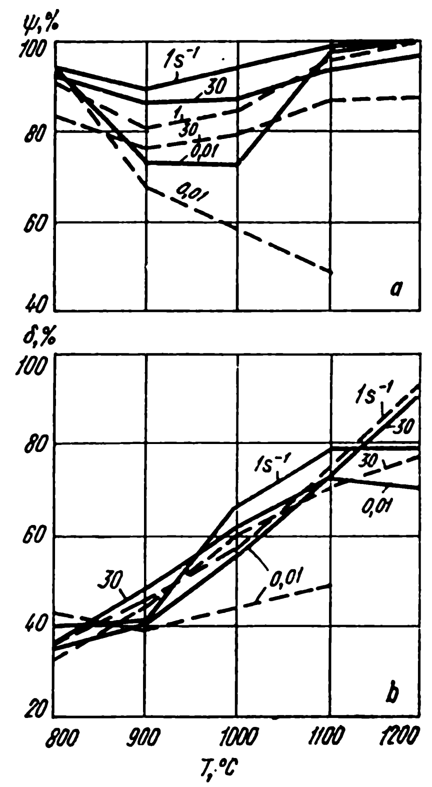


Fig. 145. Variation de ψ (*a*) et de δ (*b*) de l'acier 12X13 en fonction de la température [84] (0,16% C ; 0,19% Mn ; 0,33% Si ; 0,47% Ni ; 13,0% Cr). Lignes en traits pleins — éprouvettes longitudinales ; lignes en pointillé — éprouvettes transversales. Les coefficients de la formule (47) :

$s = 0{,}950$; $\sigma_0 = 14{,}5$ kgf/mm² ; $a = 0{,}102$; $b = 0{,}125$; $c = -3{,}50$

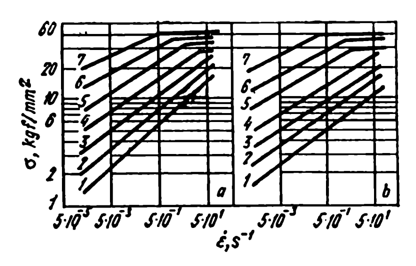


Fig. 146. Durcissement des aciers 20X13 (*a*) et 12X13 (*b*) [29] pour $\varepsilon = 20\%$ (compression). Température de l'essai, °C :
1 – 1200 ; *2* – 1100 ; *3* – 1000 ; *4* – 900 ; *5* – 800 ; *6* – 700 ; *7* – 600.
Composition chimique des aciers, % :

Fig.	Acier	C	Si	Mn	Ni	Cr
a	20X13	0,22	0,6	0,31	0,51	13,8
b	12X13	0,11	0,53	0,28	0,4	12,8

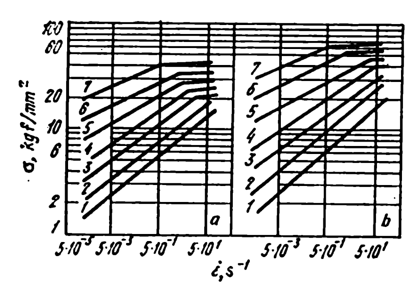


Fig. 147. Durcissement des aciers 12X13 (*a*) et 40X13 (*b*) pour $\varepsilon = 20\%$ (compression) [29] .Température de l'essai, °C :
1 – 1200 ; *2* – 1100 ; *3* – 1000 ; *4* – 900 ; *5* – 800 ; *6* – 700 ; *7* – 600.
Composition chimique des aciers, % :

Fig.	Acier	C	Si	Mn	Ni	Cr
a	12X13	0,12	0,61	0,52	0,55	12,9
b	40X13	0,47	0,72	0,68	0,61	13,2

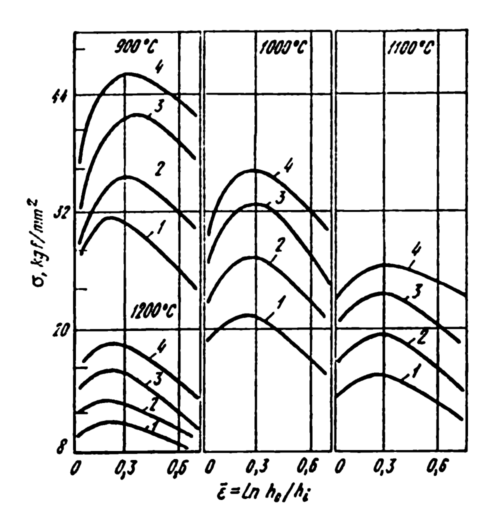


Fig. 148. Courbes de durcissement de l'acier du type X13 [21, 61] (2,23% C ; 0,43% Si ; 0,37% Mn ; 0,33% Ni ; 13,10% Cr) pour les vitesses de déformation 1,5 (*1*), 8 (*2*), 40 (*3*) et 100 s^{-1} (*4*)

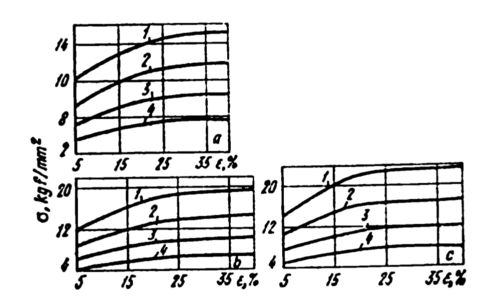


Fig. 149. Courbes de durcissement de l'acier 40X13 [32] (0,35% C ; 0,30% Mn ; 0,33% Si ; 0,10% Ni ; 12,67% Cr) pour les vitesses de déformation 0,5 (*a*), 5 (*b*) et 50 s^{-1} (*c*). Température de l'essai, °C : *1* — 900 ; *2* — 1000 ; *3* — 1100 ; *4* — 1200

Fig. 150. Courbes de durcissement de l'acier 40X13 [31] (0,37% C ; 0,39% Mn ; 0,36% Si ; 0,30% Ni ; 13% Cr) pour les vitesses de déformation 0,05 (*a*), 7,5 (*b*) et 150 s^{-1} (*c*).

Température de l'essai, °C :

1 — 800 ; *2* — 900 ; *3* — 1000 ; *4* — 1100 ; *5* — 1200

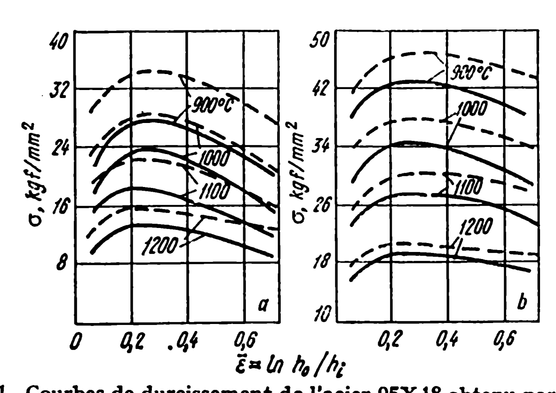


Fig. 151. Courbes de durcissement de l'acier 95X18 obtenu par refusion sous laitier électroconducteur [48] :

a — $\dot{\varepsilon}$ = 2 et 10 s^{-1} (lignes en traits pleins et en pointillé respectivement) ; *b* — $\dot{\varepsilon}$ = 50 et 100 s^{-1} (lignes en traits pleins et en pointillé respectivement)

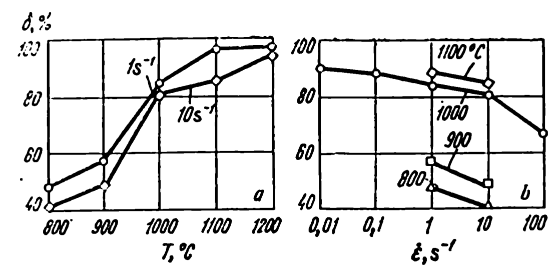


Fig. 152. Variation de δ en fonction de la température (*a*) et de la vitesse de déformation (*b*) de l'acier Х18МТФ (ЭИ636) [84] (0,06% C ; 0,36% Mn ; 0,22% Si ; 18,9% Cr ; 0,15% Ni ; 0,72% W ; 0,34% Mo ; 0,38% V). Les coefficients de la formule (47) :

$s = 0{,}934$; $\sigma_0 = 5{,}65$ kgf/mm² ; $a = 0{,}172$; $b = 0{,}067$; $c = -3{,}64$

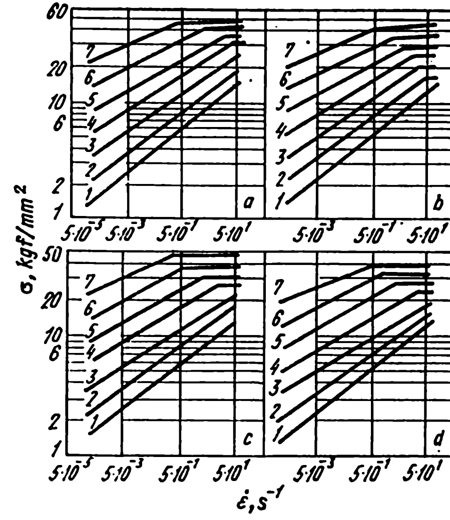


Fig. 153. Durcissement des aciers 30X13 (*a*), 12X17 (*b*), 15X25 (*c*) et 15X28 (*d*) à haute teneur en chrome [29]. Température de l'essai, °C :

1 — 1200 ; *2* — 1100 ; *3* — 1000 ; *4* — 900 ; *5* — 800 ; *6* — 700 ; *7* — 600.

Composition chimique des aciers, % :

Fig.	Acier	C	Si	Mn	Cr	Ni
a	30X13	0,29	0,51	0,27	14,2	0,48
b	12X17	0,1	0,81	0,62	17,2	0,68
c	15X25	0,17	1,1	1,3	26,2	0,52
d	15X28	0,12	0,4	0,58	28,0	0,61

Caractéristiques de plasticité de certains aciers alliés à des températures et vitesses de déformation différentes [25-27]

Température de l'essai, °C	Déformation uniforme, %				Contraction relative totale, %			
	vitesse de déformation, s^{-1}							
	$(3{,}5\text{-}7{,}0)\ 10^{-3}$	$(6{,}0\text{-}10{,}0)\ 10^{-2}$	$(3{,}0\text{-}6{,}0)\ 10^{-1}$	1,0-3,0	$(3{,}5\text{-}7{,}0)\ 10^{-3}$	$(6{,}0\text{-}10{,}0)\ 10^{-2}$	$(3{,}0\text{-}6{,}0)\ 10^{-1}$	1,0-3,0
				12Х13				
900	18,6	20,0	21,4	22,6	83,0	92,6	88,0	87,2
1000	9,3	13,2	—	21,6	80,5	98,0	91,0	87,0
1100	7,7	14,0	17,1	22,2	71,0	98,3	97,5	95,0
1200	0	3,5	5,8	9,2	100,0	100,0	100,0	100,0
				ХН35ВТ (ЭИ612)				
1000	6,5	—	9,7	—	99,0	99,2	96,8	93,0
1100	—	8,10	10,1	13,3	96,2	99,6	99,8	68,0
1200	—	8,30	9,0	—	87,5	91,0	92,1	90,0
				20Х13				
800	1,7	4,8	8,3	15,0	95,2	96,4	96,9	92,5
900	7,4	15,6	14,0	23,4	85,4	94,4	94,6	94,8
1000	12,7	12,3	16,0	18,3	98,4	98,6	97,5	93,8
1100	12,9	16,8	20,2	16,5	97,5	99,4	99,1	98,1
				40Х13				
800	13,3	12,6	13,5	25,9	45,5	93,4	88,2	87,1
900	8,6	16,0	17,0	13,4	95,6	90,8	97,7	97,5
1000	7,4	10,9	16,5	16,4	96,3	99,2	99,3	98,8
1100	7,2	13,3	14,4	17,0	99,9	99,8	98,7	99,1
				ЭИ673				
960	0,4	4,1	—	—	42,5	98,0	—	—
1060	1,0	3,0	5,1	8,4	54,2	70,1	78,3	84,4
1160	1,1	—	—	7,5	48,9	—	—	89,7
1250	0,6	6,5	5,9	8,2	43,7	71,4	82,4	83,6

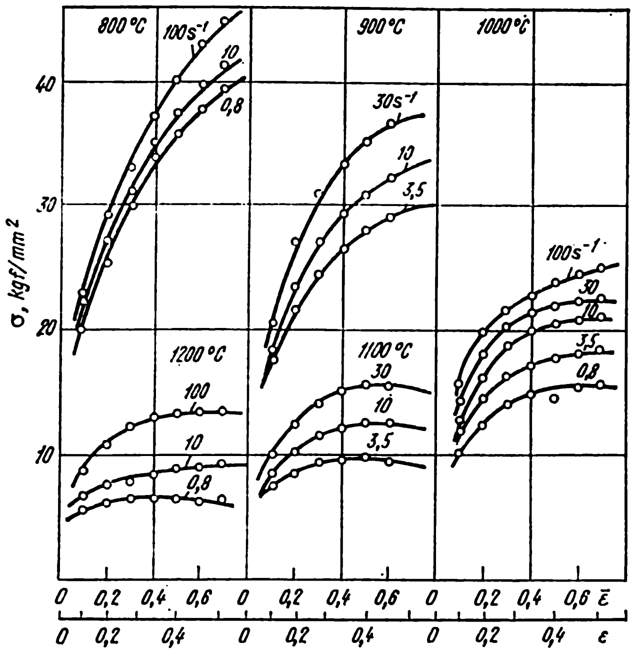


Fig. 154. Courbes de durcissement des éprouvettes de l'acier du type 12X17 [67] (0,08% C; 0,45% Si; 0,43% Mn; 17,38% Cr; 0,31% Ni) après laminage à chaud et recuit

Tableau 31

Propriétés mécaniques de l'acier X17 (charges statique et de choc (a_{ch}) [37])

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %	a_{ch}, kgf·m/cm²	Dureté *HB*
20	60,2	19,8	43,6	1,96	166
100	—	—	—	6,73	—
200	56,5	20,3	55,1	10,77	—
300	58,9	16,3	46,5	13,16	155
400	65,7	14,2	41,2	41,58	157
500	31,0	18,9	72,6	11,56	142

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %	a_{ch}, kgf·m/cm²	Dureté *HB*
600	22,9	59,6	86,2	17,24	106
700	8,6	66,8	96,6	20,0 *	54
800	4,1	63,5	98,1	18,5 *	38
900	2,20	58,1	98,3	17,07 *	17
1000	2,1	81,4	97,0	15,73 *	12
1100	1,4	72,8	97,2	14,81 *	6
1200	0,80	85,2	99,0	8,75 *	4

Nota. Composition chimique : 0,1% C ; 0,47% Si ; 0,37% Mn ; 17,55% Cr ; 0,15% Ni.

* On a constaté la flexion et non la rupture des éprouvettes.

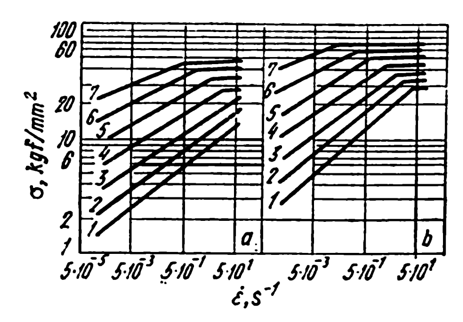


Fig. 155. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de σ de l'acier X17Ю5 (*a*) et X4B9Φ (ЭИ347) (*b*) pour ε = 20% (compression) [29]. Température de l'essai, °C :

1 — 1200 ; *2* — 1100 ; *3* — 1000 ; *4* — 900 ; *5* — 800 ; *6* — 700 ; *7* — 600.

Composition chimique des aciers, % :

Fig.	Acier	C	Si	Mn	Cr	Ni	Autres, %
a	X17Ю5	0,1	0,48	0,18	17,5	0,55	5,6 Al ; 0,15 Ti
b	X4B9Φ(ЭИ347)	0,81	0,38	0,41	4,1	0,29	1,6 V ; 9,2 W

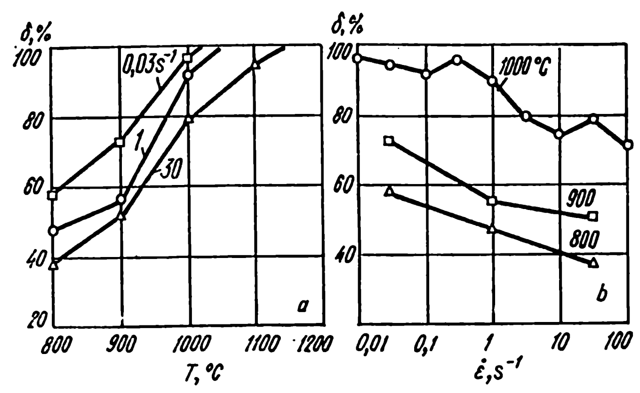


Fig. 156. Variation de δ en fonction de la température (*a*) et de la vitesse de déformation (*b*) de l'acier 15X25T (ЭИ439) [84]. Les coefficients de la formule (47) :

$s = 1{,}028$; $\sigma_0 = 5{,}85$ kgf/mm²; $a = 0{,}124$; $b = 0{,}052$; $c = -3{,}70$

Tableau 32

Propriétés mécaniques de l'acier 15X28 (charges statique et de choc (a_{ch}) [37])

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %	a_{ch}, kgf·m/cm²	Dureté *HB*
20	54,1	28,1	70,6	0,97	160,5
100	50,4	24,2	66,0	1,87	157,5
200	50,4	25,2	66,3	20,85	144
300	47,4	20,9	59,2	20,19	130,5
400	50,2	16,7	52,4	18,92	130,5
500	39,3	19,8	55,7	14,98	138
600	14,4	61,9	85,6	19,00	112
700	7,7	48,0	92,8	17,83	68,5
800	2,6	103,8	98,9	21,19*	38,1

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %	a_{ch} kgf·m/cm²	Dureté *HB*
900	1,9	153,0	99,0	16,31 *	22,5
1000	1,1	147,7	99,5	15,38 *	12,45
1100	0,8	138,5	98,7	13,00 *	5,90
1200	0,8	118,6	98,9	5,29 *	4,5
1300	—	—	—	5,47	3,2

Nota. Composition chimique : 0,13% C ; 25,8% Cr ; 0,27% Ni.

* On a constaté la flexion et non la rupture des éprouvettes ; traces de déchirures à l'endroit de flexion.

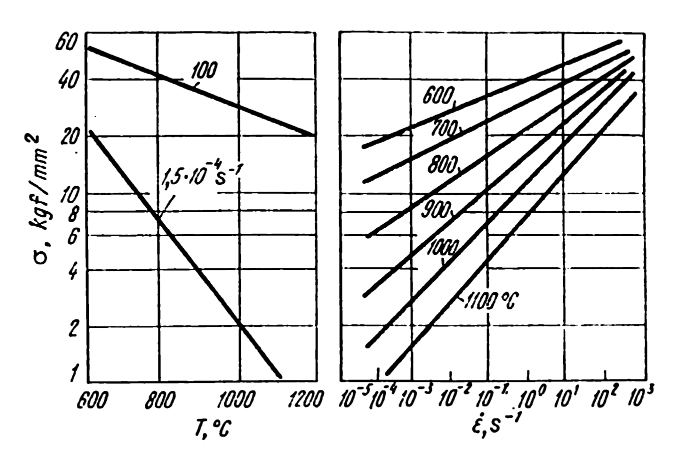


Fig. 157. Influence de la température et de la vitesse des essais sur la valeur de σ de l'acier 15X28 pour ε = 40÷50% [36]

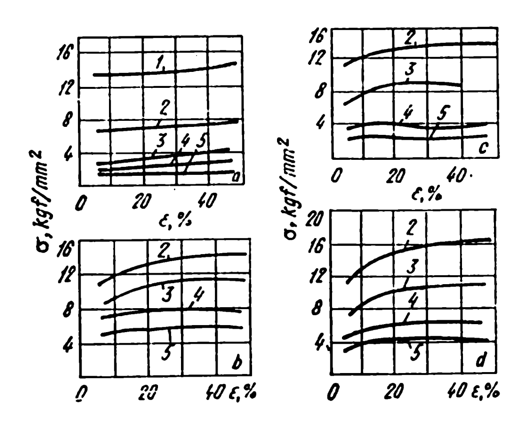


Fig. 158. Courbes de durcissement de l'acier 15X25 (*a*, *b*) et X25IO5 (*c*, *d*) [31]. Température de l'essai, °C :
1 — 800 ; *2* — 900 ; *3* — 1000 ; *4* — 1100 ; *5* — 1200

Fig.	Acier	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}	Fig.	Acier	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}
a	15X25	0,05	*c*	X25IO5	0,05
b	15X25	7,5	*d*	X25IO5	7,5

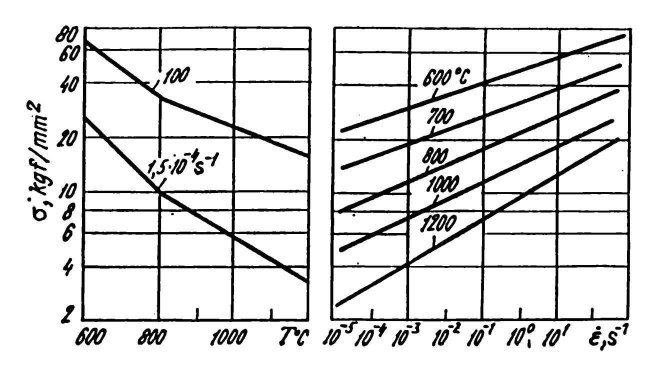


Fig. 159. Influence de la température et de la vitesse des essais sur la valeur de σ de l'alliage H25 pour ε = 40÷50% [36]

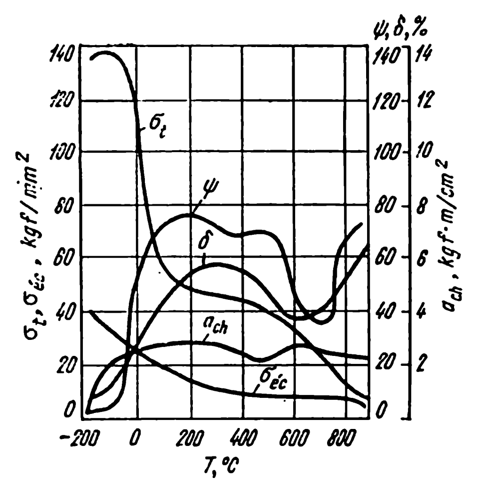


Fig. 160. Propriétés mécaniques de l'acier Х14Г8Н [51] (0,08% C; 0,31% Si; 8,4% Mn; 14,4% Cr; 1,32% Ni)

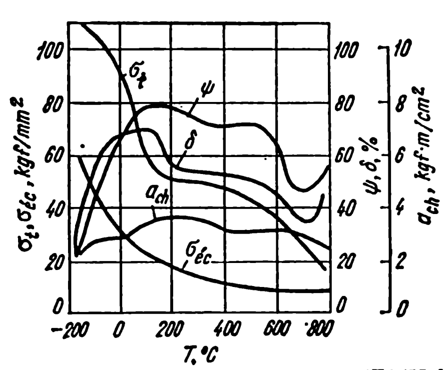


Fig. 161. Propriétés mécaniques de l'acier 10Х14Г14Н [51] (0,07% C; 0,45% Si; 13,6% Mn; 14,8% Cr; 1,54% Ni)

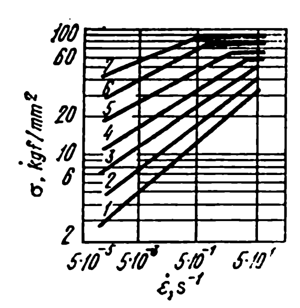


Fig. 162. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de σ de l'acier 45X14H14B2M pour ε = 20% (compression) [29] (0,47% C; 0,32% Si; 0,61%Mn; 13,8% Cr; 13,9% Ni; 0,38% Mo; 2,7% W). Température de l'essai, °C : *1* — 1200; *2* — 1100; *3* — 1000; *4* — 900; *5* — 800; *6* — 700; *7* — 600

Tableau 33

Propriétés mécaniques de l'acier Х13Н4Г9 [37]

Température de chauffage préalable, °C	Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %	a_{ch}, kgf·m/cm²	Dureté *HB*
—	20	81,0	24,5	24,2	7,31	212
600	600	44,2	26,3	51,7	15,6	134
700	700	22,5	34,3	71,9	13,25	122
800	800	14,6	34,6	76,1	15,31	88
900	900	7,1	35,7	78,9	21,10	71
1000	1000	4,4	44,8	79,8	25,25 *	49
1100	1100	2,3	49,2	80,2	11,40 *	25
1200	1200	1,4	62,5	97,6	8,53 *	12
1150	1100	2,3	60,3	92,2	8,79	24
1150	1000	4,2	59,9	88,3	23,11	33
1150	900	7,6	51,9	85,7	26,03 **	41
1150	800	12,7	50,1	73,7	25,25 **	78
1150	700	25,3	23,6	40,8	29,09 *	105
1150	600	37,6	25,6	38,3	33,83	115
1200	1150	2,0	57,8	91,3	6,26	13
1200	1100	2,5	50,7	83,4	10,24	22
1200	1000	3,4	50,3	80,6	7,54	31
1200	800	16,2	32,6	62,0	25,51	77

Nota. Composition chimique : 0,21% C ; 0,69% Si ; 9,4% Mn ; 12,9% Cr ; 4,3% Ni ; 0,015% S ; 0,040% P.

* Formation d'une déchirure et non la rupture de l'éprouvette.
** La flexion et non la rupture de l'éprouvette.

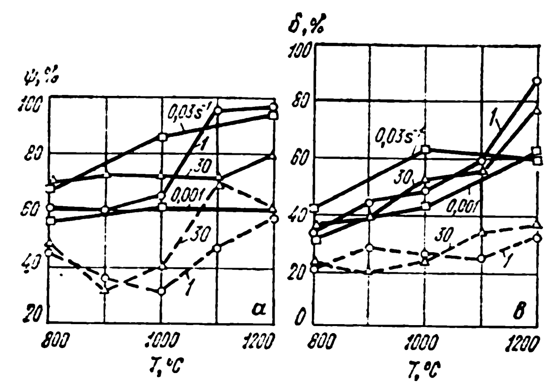


Fig. 163. Variation de ψ (*a*) de δ (*b*) en fonction de la température de l'acier 10X14Г14H3 (ЭИ711) [84]. Les coefficients de l'équation (47) : $s = 1{,}015$; $\sigma_0 = 14{,}9$ kgf/mm^2 ; $a = 0{,}099$; $b = 0{,}142$; $c = -3{,}12$; lignes en traits pleins — métal forgé ; lignes en pointillé — métal coulé

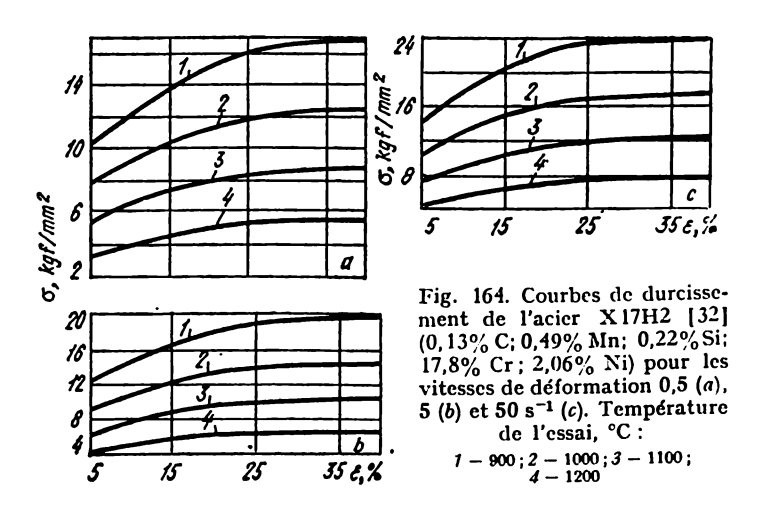


Fig. 164. Courbes de durcissement de l'acier X17H2 [32] (0,13% C; 0,49% Mn; 0,22% Si; 17,8% Cr ; 2,06% Ni) pour les vitesses de déformation 0,5 (*a*), 5 (*b*) et 50 s^{-1} (*c*). Température de l'essai, °C :

1 — 900 ; *2* — 1000 ; *3* — 1100 ; *4* — 1200

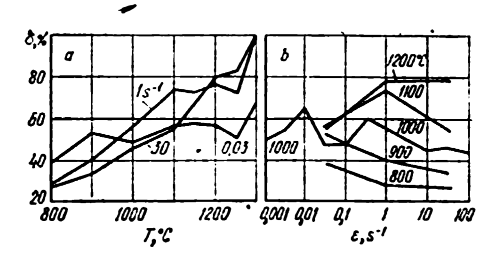
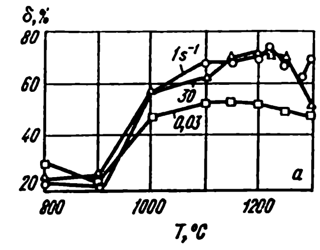


Fig. 165. Variation de δ en fonction de la température (*a*) et de la vitesse de déformation (*b*) de l'acier X17H2 [84]. Les coefficients de l'équation (47) :

$s = 0{,}866$; $\sigma_0 = 12{,}6$ kgf/mm² ; $a = 0{,}130$; $b = 0{,}063$; $c = -4{,}72$



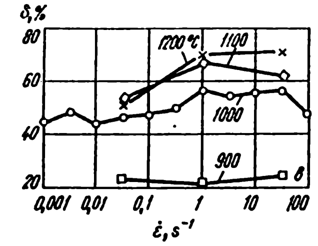


Fig. 166. Variation de δ en fonction de la température (*a*) et de la vitesse de déformation (*b*) de l'acier X14H4 [84]. Les coefficients de l'équation (47) :

$s = 0{,}921$; $\sigma_0 = 14{,}6$ kgf/mm² ; $a = 0{,}197$; $b = 0{,}150$; $c = -4{,}95$

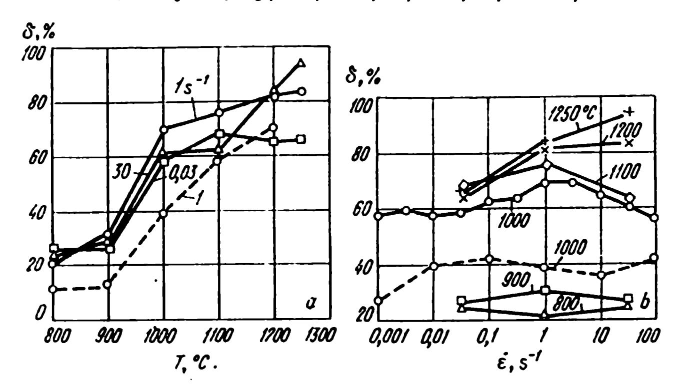


Fig. 167. Variation de δ en fonction de la température (*a*) et de la vitesse de déformation (*b*) de l'acier X16H4 (du type ЭП56) [84]. Les coefficients de l'équation (47) :

$s = 1{,}023$; $\sigma_0 = 14{,}8$ kgf/mm² ; $a = 0{,}106$; $b = 0{,}139$; $c = -3{,}95$; lignes en traits pleins — métal forgé ; lignes en pointillé — métal coulé

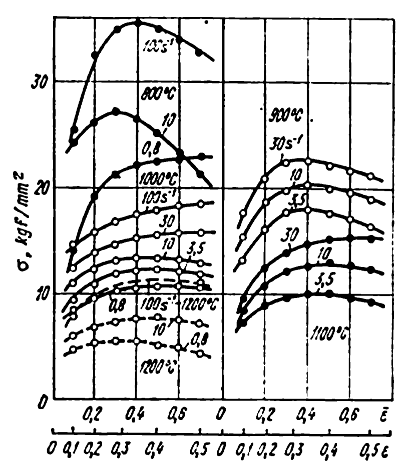


Fig. 168. Courbes de durcissement des éprouvettes en acier X16H5M4 [67] (0,05% C; 0,45% Si; 0,68% Mn; 16,47% Cr; 4,71% Ni; 4,25% Mo) après laminage à chaud et recuit

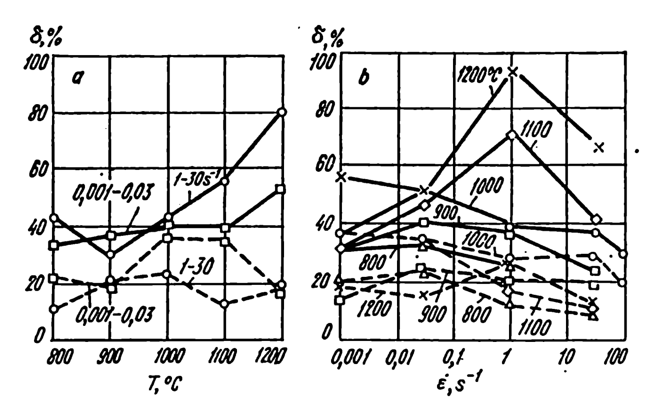


Fig. 169. Variation de δ en fonction de la température (*a*) et de la vitesse de déformation (*b*) de l'acier X16H9 (ЭП302) [84]. Les coefficients de l'équation (47) :

$s = 0,804$; $\sigma_0 = 19,8$ kgf/mm²; $a = 0,104$; $b = 0,070$; $c = 3,0$; lignes en traits pleins — métal forgé ; lignes en pointillé — métal coulé

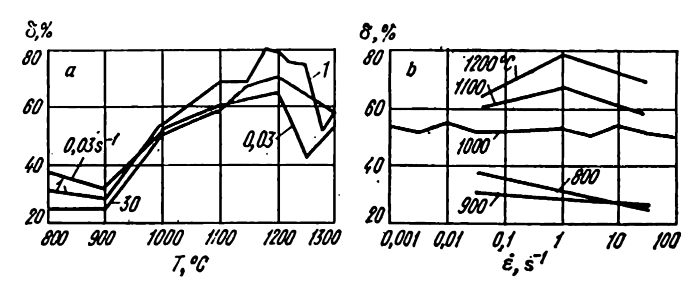


Fig. 170. Variation de δ en fonction de la température (*a*) et de la vitesse de déformation (*b*) de l'acier X11H2 (BHC14) [84]. Les coefficients de l'équation (17) :

$s = 0{,}90$; $\sigma_0 = 13{,}7$ kgf/mm²; $a = 0{,}124$; $b = 0{,}208$; $c = -4{,}88$

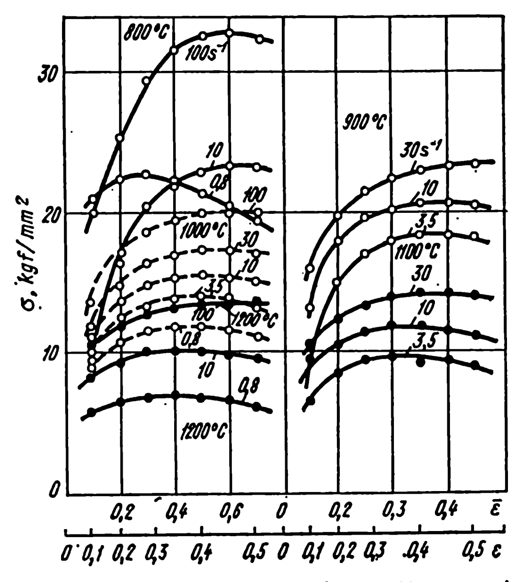


Fig. 171. Courbes de durcissement des éprouvettes en acier du type X12H12CΓ [67] (0,12% C; 0,95% Si; 1,34% Mn; 12,79% Cr; 12,34% Ni) après laminage à chaud et recuit

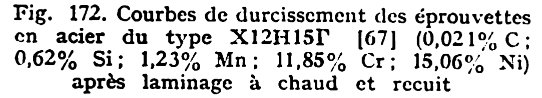


Fig. 172. Courbes de durcissement des éprouvettes en acier du type X12H15Г [67] (0,021% C; 0,62% Si; 1,23% Mn; 11,85% Cr; 15,06% Ni) après laminage à chaud et recuit

Fig. 173. Courbes de durcissement de l'acier du type 12X18H9 [21, 61] (0,07% C; 0,43% Si; 0,48% Mn; 18,60% Cr; 7,70% Ni) pour les vitesses de déformation 1,5 (*1*), 8 (*2*), 40 (*3*) et 100 s^{-1} (*4*)

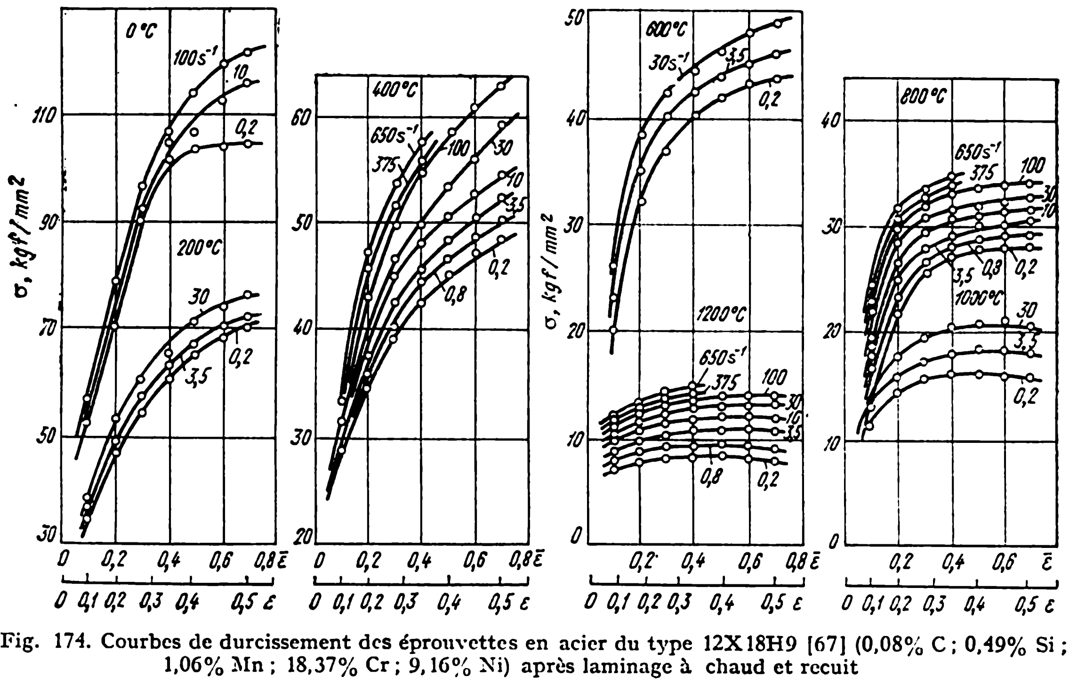


Fig. 174. Courbes de durcissement des éprouvettes en acier du type 12X18H9 [67] (0,08% C ; 0,49% Si ; 1,06% Mn ; 18,37% Cr ; 9,16% Ni) après laminage à chaud et recuit

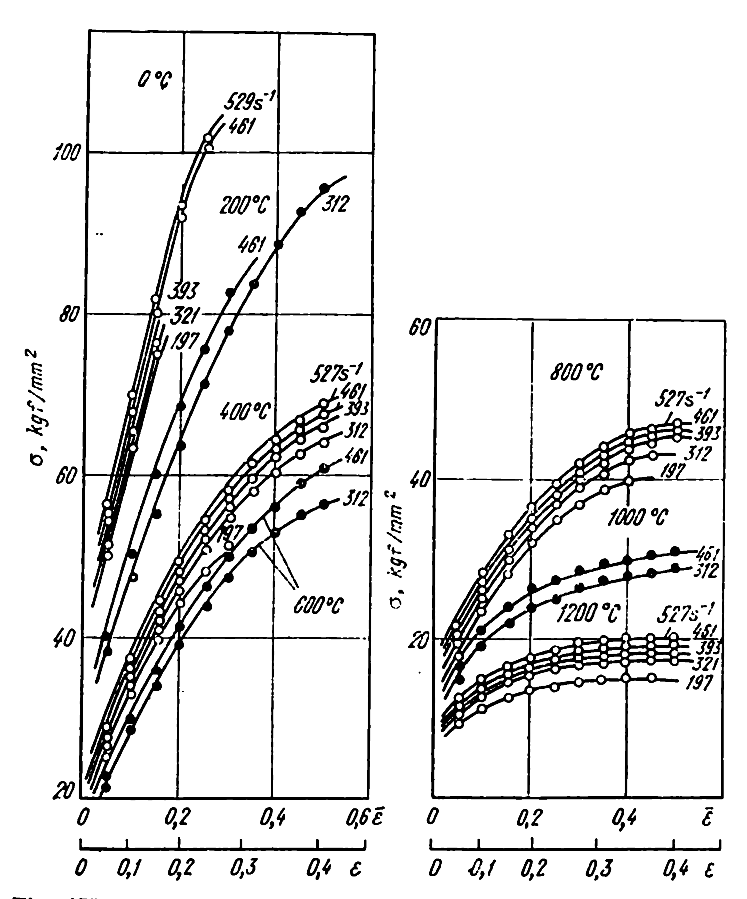


Fig. 175. Courbes de durcissement des éprouvettes en acier du type 12X18H9 [67] (0,07% C ; 0,71% Si ; 1,07% Mn ; 18,34% Cr ; 9,56% Ni) après laminage à chaud et recuit

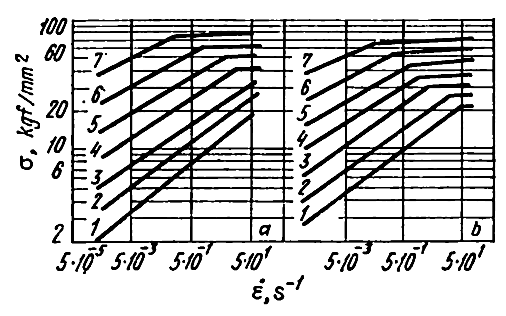


Fig. 176. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de σ de l'acier 12X18H9 (*a*) et 12X18H9T (*b*) pour ε = 20% (compression [29]. Température de l'essai, °C :

1 — 1200 ; *2* — 1100 ; *3* — 1000 ; *4* — 900 ; *5* — 800 ; *6* — 700 ; *7* — 600.

Composition chimique des aciers, % :

Fig.	Acier	C, %	Si, %	Mn, %	Cr, %	Ni, %	Ti, %
a	12X18H9	0,17	0,42	1,5	17,5	10,42	—
b	12X18H9T	0,12	1,1	0,72	17,6	9,2	0,3

Tableau 34

Propriétés mécaniques de l'acier 12X18H9 (charges statique et de choc (a_{ch}) [37])

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %	a_{ch}, kgf·m/cm²	Dureté *HB*
20	64,5	65,6	78,0	34,93	160
100	53,1	44,4	76,8	36,67	121,5
200	54,7	42,0	75,7	25,43 **	118,5
300	52,2	33,0	66,7	37,08 **	108,5
400	49,2	36,4	60,3	34,64 **	127,5
500	45,8	35,4	63,0	30,46 **	110,5
600	36,6	38,6	68,2	28,77 **	102,5
700	21,6	47,3	76,3	25,15 **	79,5
800	12,2	57,2	69,5	25,29 *	68,5

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %	a_{ch}, kgf·m/cm²	Dureté *HB*
900	6,9	64,8	66,1	21,69 *	52,8
1000	3,9	56,1	60,4	19,01 *	29,9
1100	3,1	63,8	59,6	14,31 *	11,45
1200	1,6	44,5	70,9	12,27 **	13,35
1300	—	—	—	10,6	14,7

Nota. Composition chimique : 0,08% C ; 0,67% Si ; 0,47% Mn ; 18,0% Cr ; 9,15% Ni.

* La flexion et non la rupture des éprouvettes.
** Présence de déchirures à l'endroit de cassure et non la rupture des éprouvettes.

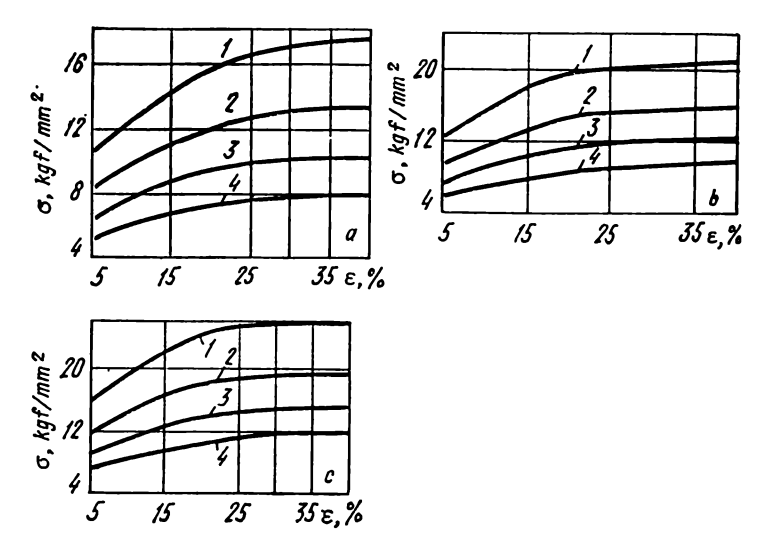


Fig. 177. Courbes de durcissement de l'acier 12X18H9T [32] (0,07%C ; 0,85% Mn ; 0,47% Si ; 17,8% Cr ; 10,5% Ni ; 0,2% Ti) pour les vitesses de déformation 0,5 (*a*), 5 (*b*) et 50 s^{-1} (*c*). Température de l'essai, °C : *1* – 900 ; *2* – 1000 ; *3* – 1100 ; *4* – 1200

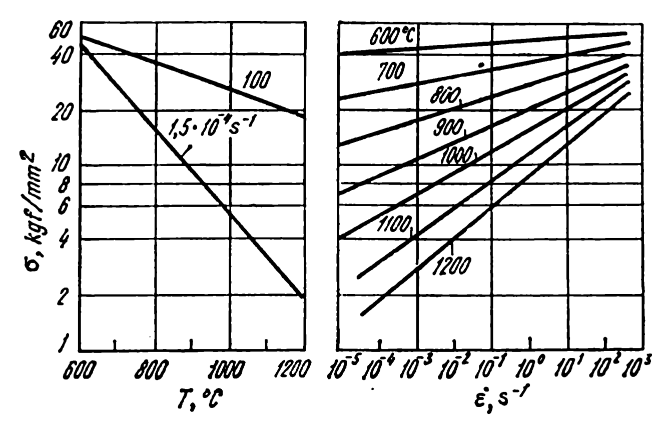


Fig. 178. Influence de la température et de la vitesse des essais sur la valeur de σ de l'acier 12X18H9 [36]

Tableau 35

Propriétés mécaniques de l'acier 12X18H9T (1X18H9T) (charges statique et de choc [37])

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %	a_{ch}, kgf·m/cm²
		Coulée A		
20	55,4	63,3	71,8	29,6
650	32,0	16,9	33,2	19,9
800	18,5	23,7	51,5	25,9 *
900	9,1	36,3	69,6	23,6 *
1000	5,5	43,0	71,6	20,6 *
1100	3,8	37,0	70,6	15,1 *
1150	2,9	49,6	82,4	14,3 *
1200	1,8	76,7	98,0	10,0 *
1250		non essayé		8,5 *

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %	a_{ch}, kgf·m/cm²
		Coulée B		
20	62,8	64,0	70,8	33,4
650	26,8	18,5	42,9	22,2
800	16,3	25,3	52,4	25,9 *
1000	4,4	38,3	68,8	23,5 *
1100	2,9	57,5	74,0	19,1 *
1150	1,9	68,0	82,4	16,7 *
1200	1,8	52,6	72,4	14,0 *
1250	non essayé			9,6 *

Nota. 1. Composition chimique de la coulée A : 0,12% C ; 0,50% Si ; 0,47% Mn ; 16,50% Cr ; 10,9% Ni ; 0,60% Ti ; 0,015% S ; 0,015% P ;
2. Composition chimique de la coulée B : 0,12% C ; 0,70% Si ; 0,49% Mn ; 17,83% Cr ; 8,85% Ni ; 0,70% Ti ; 0,014% S ; 0,02% P.

* Flexion et non la rupture des éprouvettes.

Tableau 36

Propriétés mécaniques de l'acier 12X18H9T (charge de traction [43])

Température de l'essai, °C	E, kgf/mm²	σ_t, kgf/mm²		$\sigma_{0,2}$, kgf/mm²	$\delta_{11,3\sqrt{F}}$, %
		minimal	type		
20	18 600	54	62	32	48
300	16 300	43	49	25	30
350	15 400	43	49	24	29
400	14 700	42	48	23	29

Nota. Une tôle d'épaisseur de 3 mm ; trempe à l'eau à 1050 °C.

Tableau 37

Propriétés mécaniques de l'acier X18H9T (charge de traction [43])

Température de l'essai, °C	E	σ_t	$\sigma_{0,2}$	$\delta_{11.3\sqrt{F}}$, %
	kgf/mm²			
200	18 000	93	83	11,0
300	15 600	75	68	2,0
350	15 400	75	66	2,5
400	14 500	73	57	2,7

Nota. Une tôle d'épaisseur de 1,5 mm; trempe à l'eau à 1050°C; écrouissage par laminage à 25%.

Tableau 38

Propriétés mécaniques minimales et type de l'acier ЭЯ1T(X18H9T) (charge de traction [43])

Température de l'essai, °C	E, kgf/mm²	Coefficient de Poisson μ	σ_t		$\sigma_{0,2}$		δ_{10}, %
			kgf/mm²				
			minimal	type	minimal	type	
20	18 800	0,27	55	62	20,0	28	49
300	16 500	0,31	41	46	14,0	20	33
350	15 600	—	41	46	13,5	19	32
400	14 900	0,35	40	45	13,0	18	32

Nota. Une barre de diamètre de 30 mm; trempe à l'eau à 1050°C.

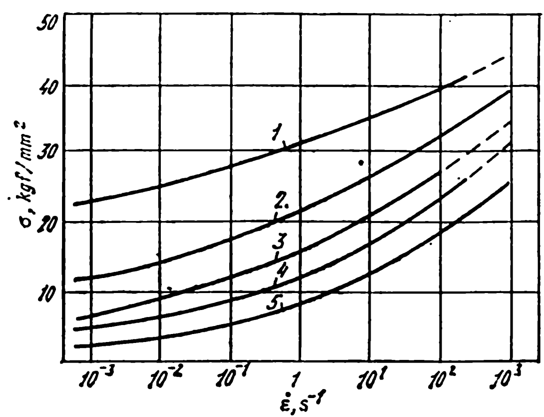


Fig. 179. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de σ de l'acier 12X18H9T pour ε = 30% [39] (0,11% C; 1,40% Mn; 0,60% Si; 19,5% Cr; 10,0% Ni). Température de l'essai, °C :
1 — 800; 2 — 900; 3 — 1000; 4 — 1100; 5 — 1200

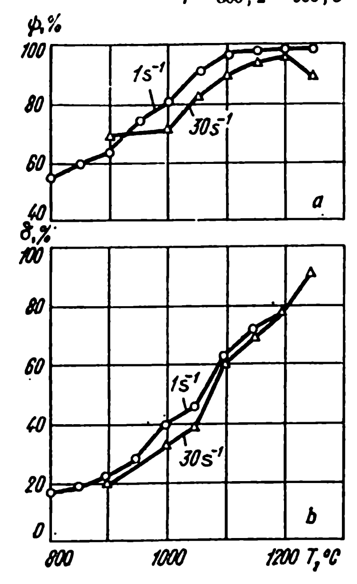


Fig. 180. Variation de ψ(a) et de δ (b) en fonction de la température de l'acier 12X18H9T [84] (0,09% C; 1,09% Mn; 0,46% Si; 17,0% Cr; 10,39% Ni; 0,48% Ti). Les coefficients de l'équation (47) :
$s = 0{,}825$; $\sigma_0 = 22{,}5$ kgf/mm²; $a = 0{,}112$; $b = 0{,}088$; $c = -4{,}35$

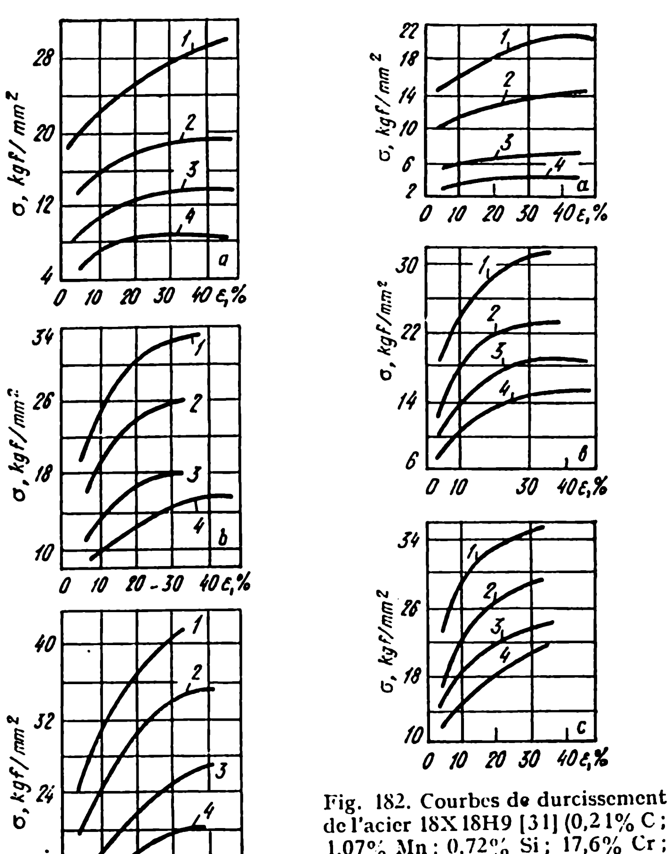


Fig. 182. Courbes de durcissement de l'acier 18X18H9 [31] (0,21% C ; 1,07% Mn ; 0,72% Si ; 17,6% Cr ; 9,0% Ni). Voir les notations de la fig. 181

Fig. 181. Courbes de durcissement de l'acier 12X18H9T [31] (0,11%C ; 1,07% Mn ; 0,6% Si ; 18,2% Cr ; 10,3% Ni ; 0,65% Ti) pour les vitesses de déformation 0,05 (*a*), 7,5 (*b*) et 150 s^{-1} (*c*). Température de l'essai, °C :

1 – 900 ; *2* – 1000 ; *3* – 1100 ; *4* – 1200

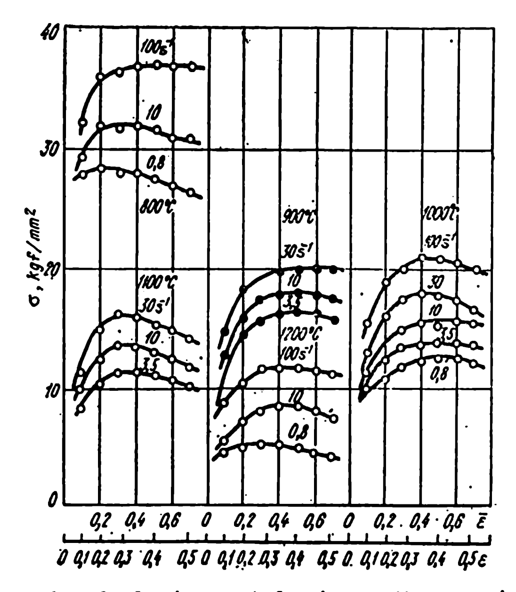


Fig. 183. Courbes de durcissement des éprouvettes en acier du type X17H7MIO [67] (0,08% C; 0,93% Si; 1,10% Mn; 16,9% Cr; 6,9% Ni; 0,31% Mo; 0,93% Al; 0,02% N; 0,063% Se) après laminage à chaud et recuit

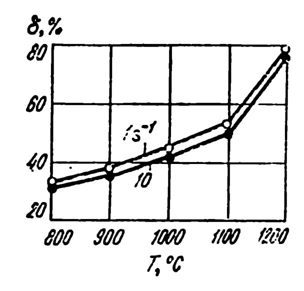


Fig. 184. Variation de δ en fonction de la température de l'acier X22H5T (ЭИ811) [84] (0,08% C; 0,72% Mn; 0,40% Si; 22,49% Cr; 5,10% Ni; 0,50% Ti). Les coefficients de l'équation (47) :

$s = 0{,}90$; $\sigma_0 = 15{,}0$ kgf/mm² ; $a = 0{,}077$; $b = 0{,}067$; $c = -3{,}23$

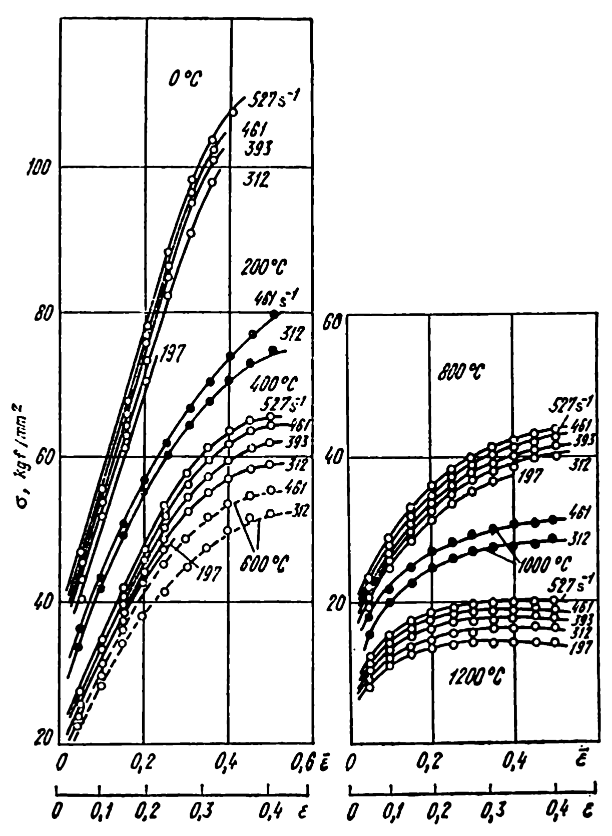


Fig. 185. Courbes de durcissement des éprouvettes en acier du type X17H12M2 [67] (0,03% C ; 0,60% Si ; 1,12% Mn ; 2,06% Cu ; 16,9% Cr ; 12,59% Ni ; 2,13% Mo) après tréfilage à chaud et recuit

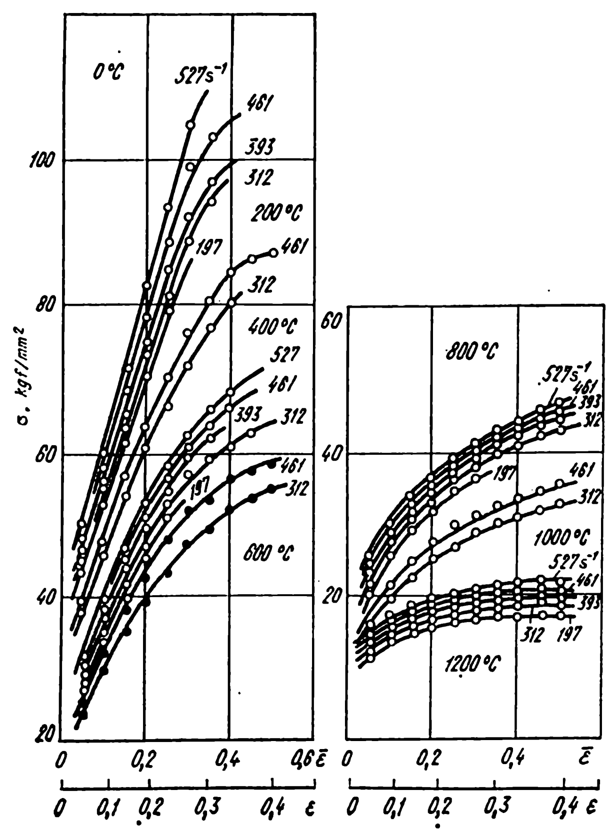


Fig. 186. Courbes de durcissement des éprouvettes en acier du type X17H12M2 [67] (0,06% C ; 0,52% Si ; 1,40% Mn ; 17,25% Cr ; 12,23% Ni ; 2,17% Mo) après tréfilage à chaud et recuit

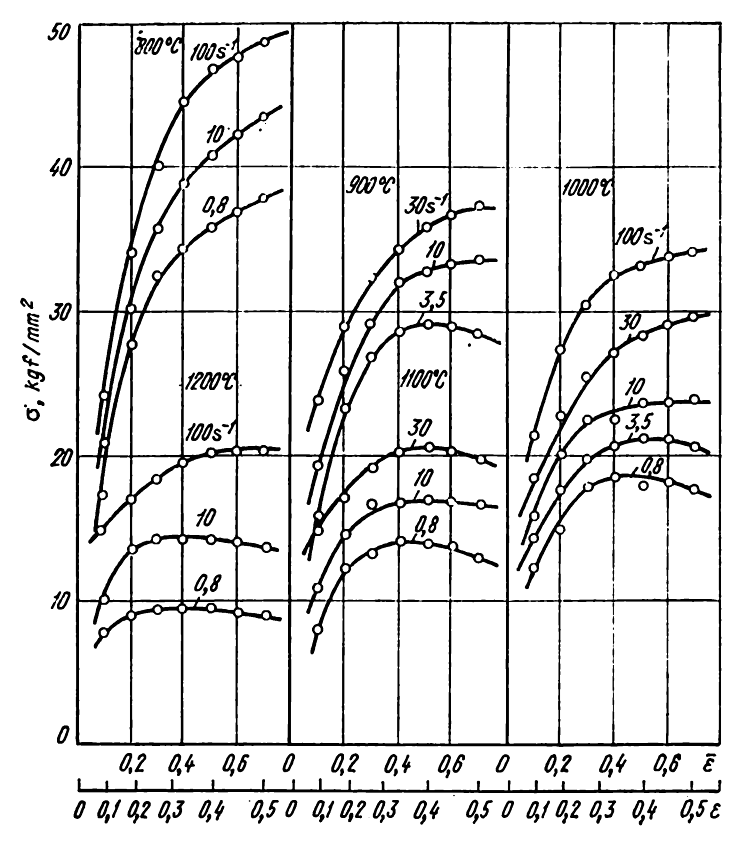


Fig. 187. Courbes de durcissement des éprouvettes en acier du type X17H12M2 [67] (0,07% C ; 0,67% Si ; 1,34% Mn ; 17,29% Cr ; 12,0% Ni ; 2,26% Mo) après laminage à chaud et recuit

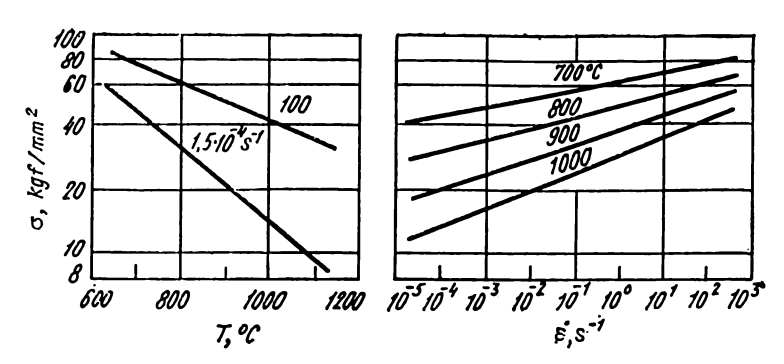


Fig. 188. Influence de la température et de la vitesse des essais sur la valeur de σ de l'acier X14H14BΓC [36]

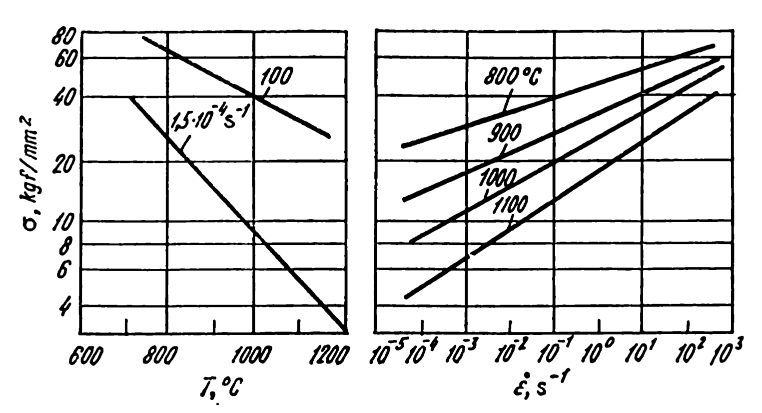


Fig. 189. Influence de la température et de la vitesse des essais sur la valeur de σ de l'acier X14H14B [36]

Fig. 190. Propriétés mécaniques de l'acier 45X14H 14B2M (ЭИ69) [40]

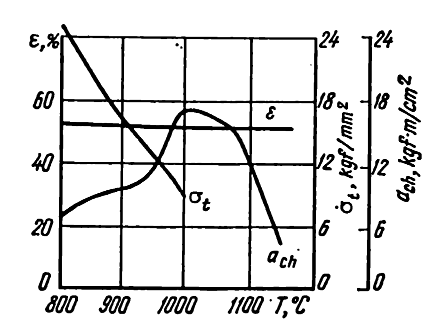


Tableau 39

Propriétés mécaniques de l'acier 1X14H14B2M [37]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %	a_{ch}, kgf·m/cm²
20	57,8	38,0	70,8	32,76
700	—	—	—	22,52
800	—	—	—	23,82
900	14,6	27,7	53,8	23,17
1000	7,2	32,5	43,7	19,52
1100	4,4	42,4	58,2	17,49
1150	3,5	48,0	59,6	14,81
1200	2,7	50,7	58,8	14,31
1220	—	—	—	13,49

Nota. Composition chimique : 0,10% C ; 0,59% Si ; 0,60% Mn ; 14,28% Cr ; 13,83% Ni ; 2,15% W ; 0,45% Mo.

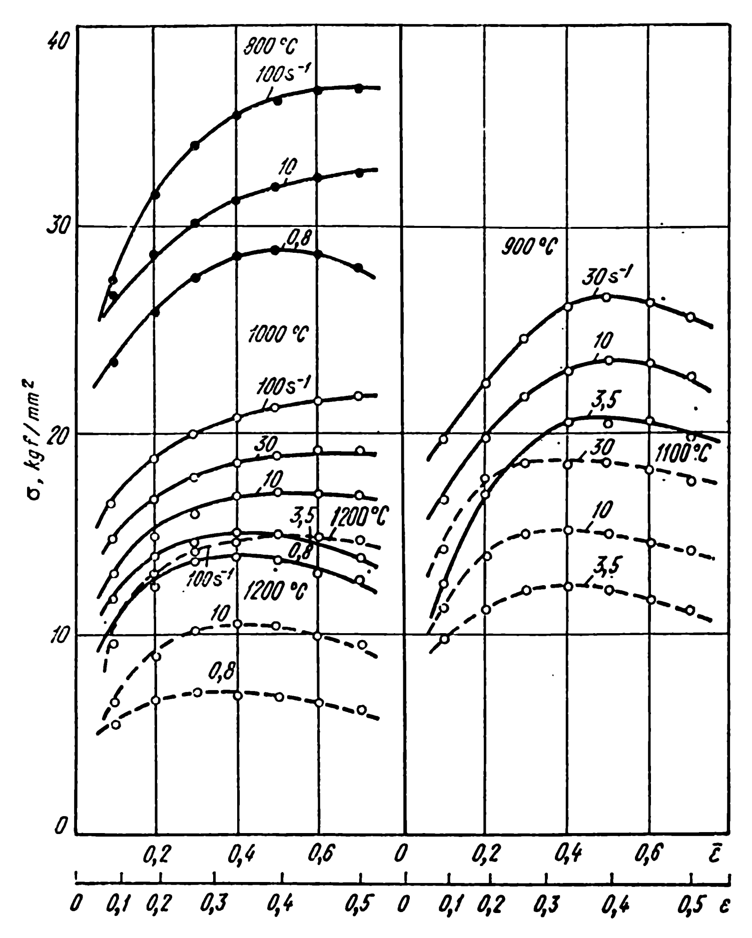


Fig. 191. Courbes de durcissement des éprouvettes en acier du type 1X16H14B2T [67] (0,14% C; 0,36% Si; 0,70% Mn; 16,6% Cr; 13,54% Ni; 1,07% Ti; 2,7% W) après laminage à chaud et recuit

Propriétés mécaniques de l'acier X18H12Б [37]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %	a_{ch}, kgf·m/cm²
Coulée A (sans niobium)				
20	67,5	63,1	72,3	30,50 *
200	49,5	35,8	69,7	30,74 **
400	47,1	31,6	60,8	29,82 **
600	41,1	29,8	60,0	25,24 **
800	17,4	17,9	27,4	22,35 **
1000	6,0	39,7	66,0	18,25 **
1200	2,0	59,5	93,2	10,85 **
1300	1,1	43,6	64,0	3,8
Coulée B (0,54% Nb)				
20	65,9	55,6	72,9	28,70 **
200	52,1	37,3	72,5	29,65 **
400	50,7	34,6	63,4	26,72 **
600	39,6	30,8	60,2	25,56 **
800	17,7	29,8	43,8	23,98 **
1000	6,2	52,8	67,7	20,34 **
1200	1,9	59,2	89,8	9,69 *
1300	1,4	28,4	55,5	2,18
Coulée C (0,96% Nb)				
20	67,5	63,4	73,6	35,28 *
200	50,0	34,5	69,85	28,59 **
400	44,7	31,3	64,15	25,72 **
600	41,1	28,4	60,75	24,92 **
800	15,1	16,4	30,45	25,65 **
1000	5,4	42,0	67,55	17,91 **
1200	2,0	54,3	85,75	10,54 **
1300	1,0	60,0	88,55	2,9

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %	a_{ch}, kgf·m/cm²
Coulée D (1,15% Nb)				
20	64,1	58,5	71,2	22,01
200	48,4	37,6	70,4	17,05 **
400	47,2	33,1	62,8	25,87 **
600	39,8	28,4	56,2	24,78 **
800	20,2	23,7	43,9	22,35 **
1000	5,8	45,8	65,3	19,63 **
1200	2,2	49,9	68,3	8,16 *
1300	1,4	6,3	13,5	2,58
Coulée E (1,50% Nb)				
20	61,2	55,8	71,5	21,60
200	50,8	35,2	68,3	24,77
400	47,4	31,9	61,7	28,77 **
600	45,2	29,2	57,6	20,77 **
800	22,1	27,8	41,7	18,76 **
1000	5,8	49,7	84,5	19,10 **
1200	1,8	57,5	88,0	6,53 **
1300	1,5	9,7	13,6	0,97 **

* Une de deux éprouvettes n'est pas détruite.
** Les deux éprouvettes ne sont pas détruites.

Nota. 1. Composition chimique de la coulée A : 0,06% C; 0,41% Si; 0,45% Mn; 0,015% S; 0,016% P; 17,25% Cr; 8,75% Ni.
2. Composition chimique de la coulée B : 0,10% C; 0,45% Si; 1,09% Mn; 0,018% S; 0,015% P; 18,25% Cr; 10,40% Ni; 0,54% Nb.
3. Composition chimique de la coulée C : 0,10% C; 0,60% Si; 1,05% Mn; 0,023% S; 0,017% P; 18,00% Cr; 10,85% Ni; 0,96% Nb.
4. Composition chimique de la coulée D : 0,10% C; 0,69% Si; 1,0% Mn; 0,027% S; 0,015% P; 18,18% Cr; 10 50% Ni; 1,15% Nb.
5. Composition chimique de la coulée E : 0,10% C; 0,75% Si; 0,94% Mn; 0,010% S; 0,018% P; 17,00% Cr; 12,28% Ni; 1,50% Nb.

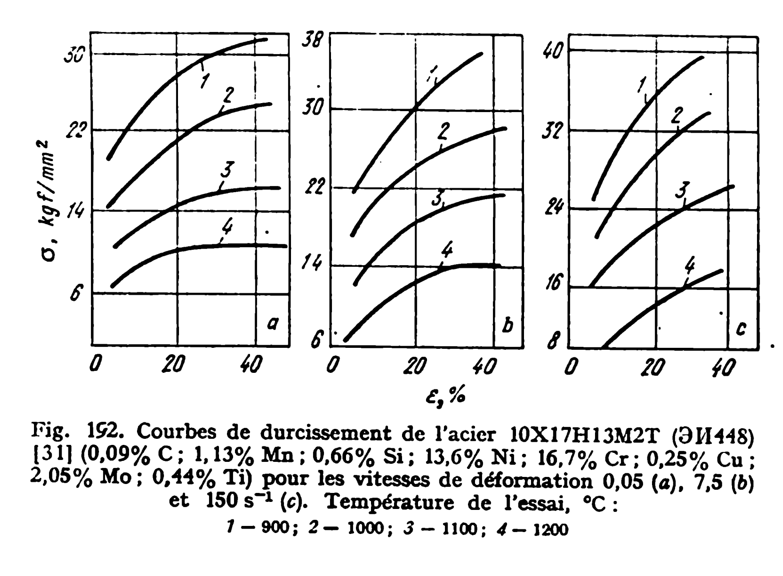


Fig. 192. Courbes de durcissement de l'acier 10X17H13M2T (ЭИ448) [31] (0,09% C ; 1,13% Mn ; 0,66% Si ; 13,6% Ni ; 16,7% Cr ; 0,25% Cu ; 2,05% Mo ; 0,44% Ti) pour les vitesses de déformation 0,05 (*a*), 7,5 (*b*) et 150 s^{-1} (*c*). Température de l'essai, °C :

1 — 900 ; *2* — 1000 ; *3* — 1100 ; *4* — 1200

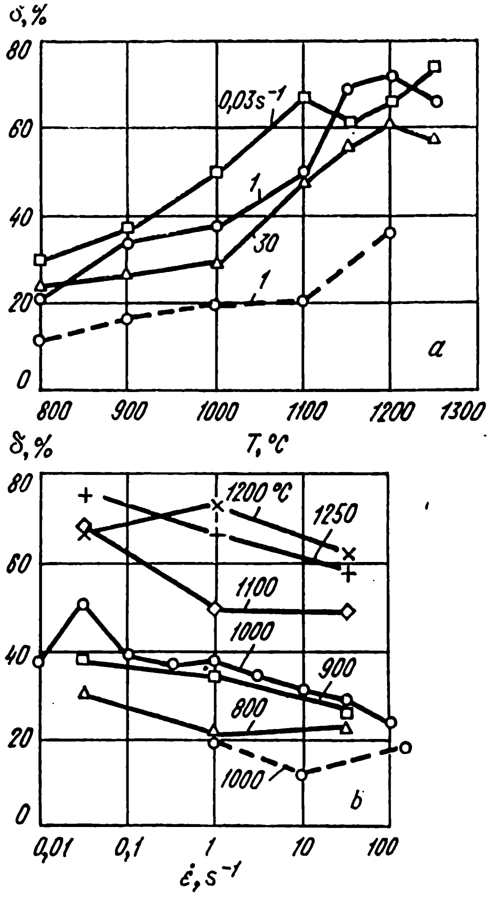
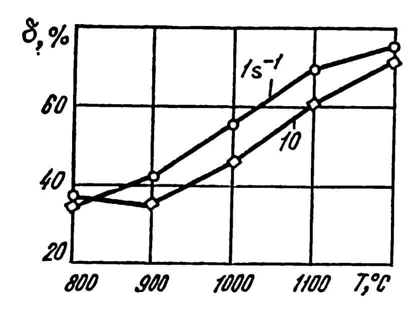


Fig. 193. Variation de δ en fonction de la température (*a*) et de la vitesse de déformation (*b*) de l'acier 10X17H13M3T (ЭИ432) [84]. Les coefficients de la formule (47) :

$s = 0,85$; $\sigma_0 = 21,7$ kgf/mm² ; $a = 0,122$; $b = 0,046$; $c = -3,75$; lignes en traits pleins — métal forgé, lignes en pointillé — métal coulé

Fig. 194. Variation de δ en fonction de la température de l'acier 10X17H13M2T(ЭИ448) [84] (0,05% C; 1,28% Mn; 0,62% Si; 17,11% Cr; 13,3% Ni; 1,73% Mo; 0,24% Ti). Les coefficients de la formule (47) :

$s = 0{,}906$; $\sigma_0 = 21{,}8$ kgf/mm^2 ; $a = 0{,}072$; $b = 0{,}173$; $c = -2{,}31$



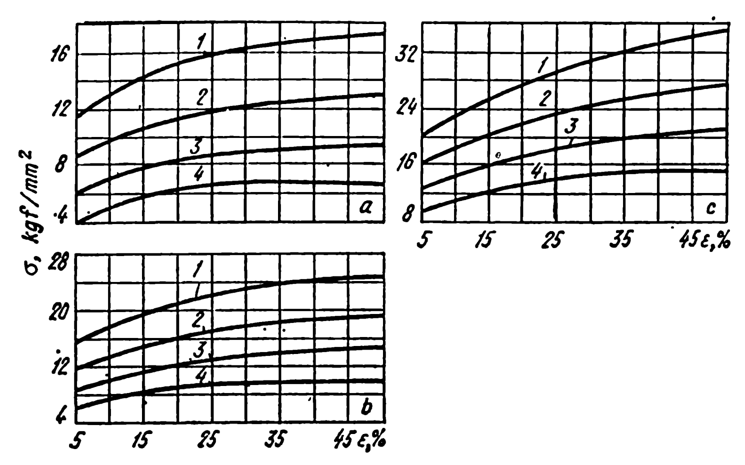


Fig. 195. Courbes de durcissement de l'acier 10X17H13M2T [32] (0,09% C; 1,0% Mn; 0,60% Si; 17,2% Cr; 11,2% Ni; 2,3% Mo; 0,58% Ti) pour les vitesses de déformation 0,5 (*a*), 5 (*b*) et 50 s^{-1} (*c*)

Température de l'essai, °C :

1 — 900; *2* — 1000; *3* — 1100; *4* — 1200

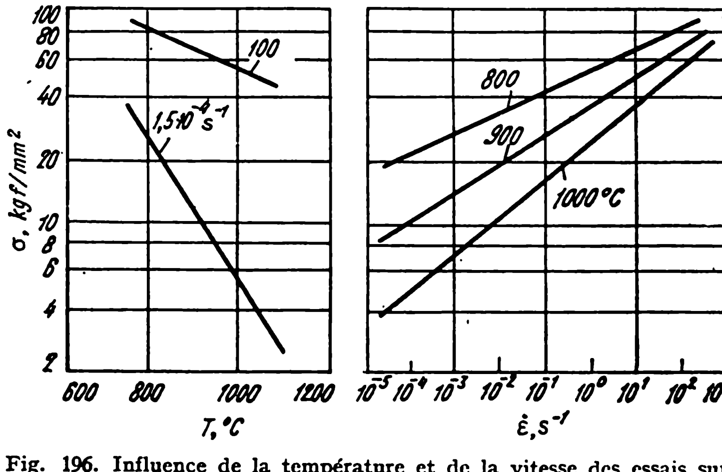


Fig. 196. Influence de la température et de la vitesse des essais sur la valeur de σ de l'acier 20X17H13M2T [36]

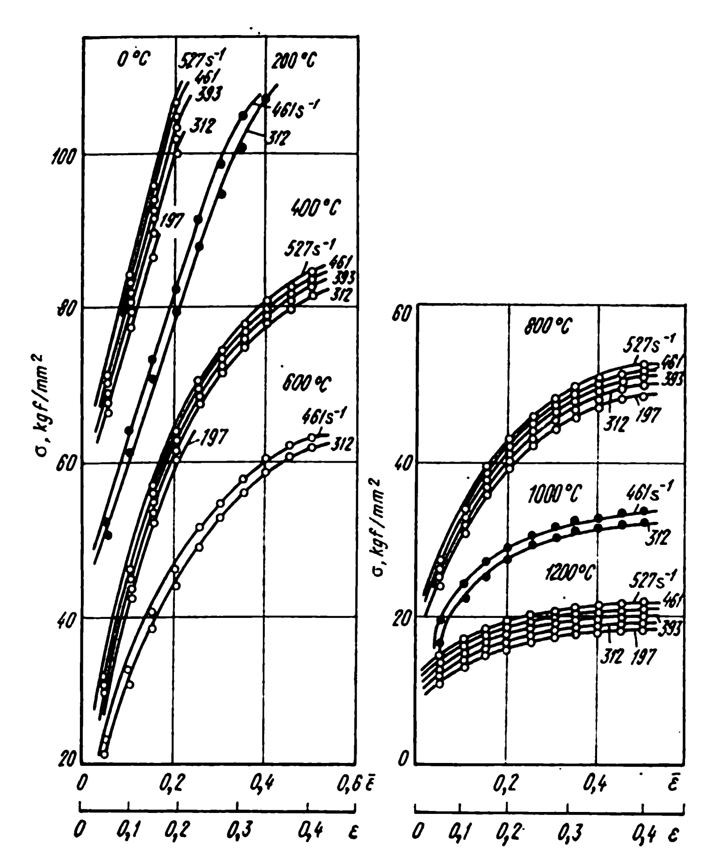


Fig. 197. Courbes de durcissement de l'acier du type 1X22H13 [67] (0,13% C; 0,42% Si; 1,80% Mn; 22,30% Cr; 12,99% Ni) après tréfilage à chaud et recuit

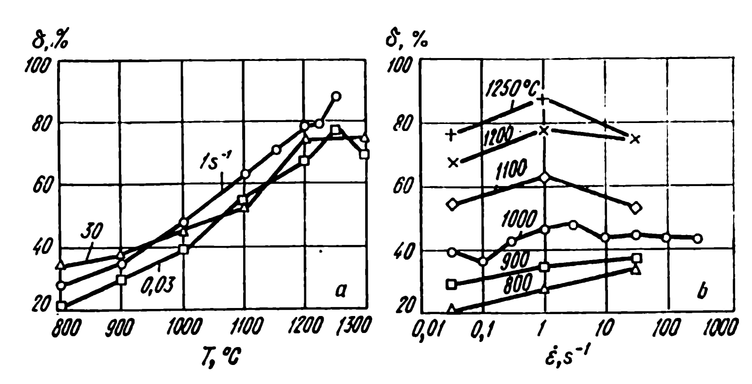


Fig. 198. Variation de δ en fonction de la température (*a*) et de la vitesse de déformation (*b*) de l'acier 000X21H16AГ8 [84]. Les coefficients de la formule (47) :

$s = 0{,}887$; $\sigma_0 = 21{,}1$ kgf/mm² ; $a = 0{,}103$; $b = 0{,}128$; $c = -3{,}27$

Tableau 41

Propriétés mécaniques de l'acier 20X23H18 [37]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %	a_{ch}, kgf·m/cm²
20	71,0	43,2	64,3	16,48
300	55,0	34,4	56,2	21,19
400	56,9	36,9	57,2	23,17
500	53,7	34,3	52,0	19,18
600	38,0	32,7	50,0	18,34
700	27,2	68,4	68,0	16,82
800	14,1	90,0	77,3	17,16
900	9,2	99,5	70,5	21,19
1000	55,3	113,0	70,5	21,19
1100	52,5	47,0	63,5	14,81
1200	29,3	72,3	79,7	11,24
1300	14,0	97,2	99,7	9,09

Nota. Composition chimique de l'acier : 0,59% Si ; 0,9% Mn ; 22,55% Cr ; 17,75% Ni.

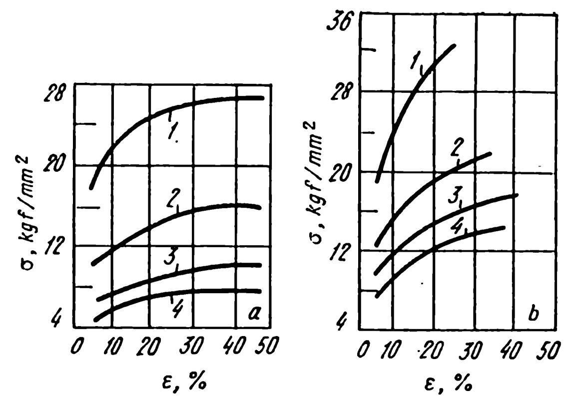


Fig. 199. Courbes de durcissement de l'acier 20X23H18 [31] (0,15% C; 1,98% Mn; 0,5% Si; 24,5% Cr; 17,2% Ni) pour les vitesses de déformation 0,05 (*a*) et 7,5 s^{-1} (*b*). Température de l'essai, °C :

1 — 900; 2 — 1000; 3 — 1100; 4 — 1200

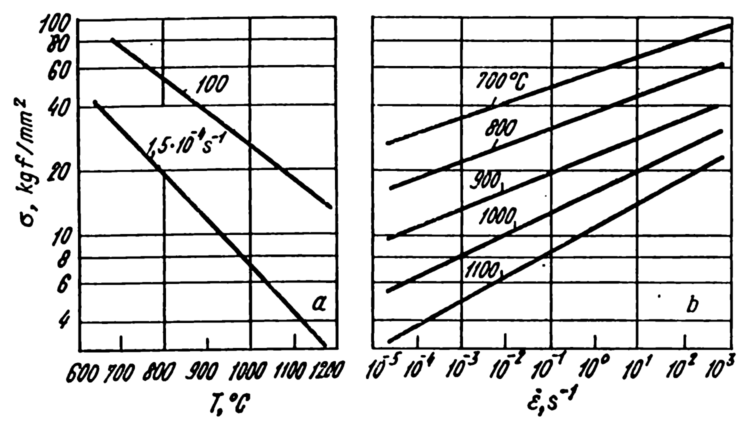


Fig. 200. Variation de σ en fonction de la température (*a*) et de la vitesse de déformation (*b*) de l'acier 20X23H18 [36]

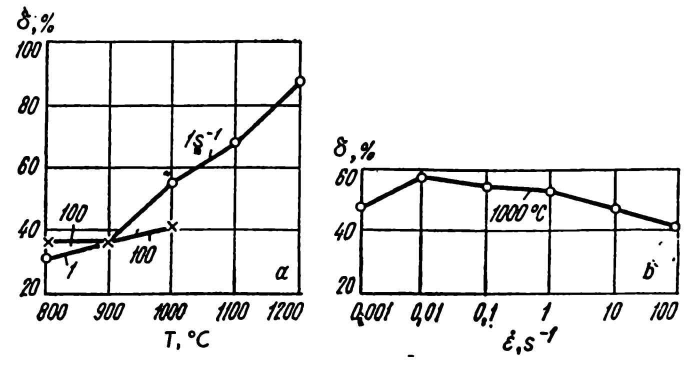


Fig. 201. Variation de δ en fonction de la température (*a*) et de la vitesse de déformation (*b*) de l'acier 20X23H18 [84] (0,08% C; 1,38% Mn; 0,29% Si; 22,84% Cr; 18,28% Ni). Les coefficients de la formule (47) :

$s = 0{,}848$; $\sigma_0 = 21{,}1$ kgf/mm²; $a = 0{,}093$; $b = 0{,}105$; $c = -3{,}18$

Tableau 42

Propriétés mécaniques de l'acier X18H25C2 [37]

Température de chauffage préalable, °C	Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %	a_{oh}, kgf·m/cm²	Dureté *HB*
—	20	70,4	31,8	45,9	8,87	175
600	600	48,2	—	—	7,95	143
700	700	33,8	27,9	46,7	7,95	133
800	800	18,0	36,3	57,6	7,92	88
900	900	10,2	30,2	43,7	9,54	79
1000	1000	6,3	32,5	39,8	13,5	52
1100	1100	3,1	36,5	44,2	9,17	27
1200	1200	2,2	32,6	38,4	1,09	22
1150	1100	3,3	39,2	50,3	6,35	32
1150	1000	5,6	46,0	53,8	11,00	40
1150	900	9,7	48,0	65,3	8,35	88
1150	800	16,3	51,7	64,5	7,99	100
1150	700	30,8	32,5	51,6	7,98	114
1150	600	49,2	32,2	41,4	8,36	123

Température de chauffage préalable, °C	Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %	a_{ch}, kgf·m/cm²	Dureté *HB*
1200	1150	2,9	48,8	45,2	1,81	26
1200	1100	3,5	50,9	48,3	5,36	31
1200	900	9,8	54,6	63,0	7,01	63
1200	800	17,8	46,4	60,6	5,87	105

Nota. Composition chimique de l'acier : 0,33% C ; 2,31% Si ; 0,42% Mn ; 16,70% Cr ; 23,80% Ni.

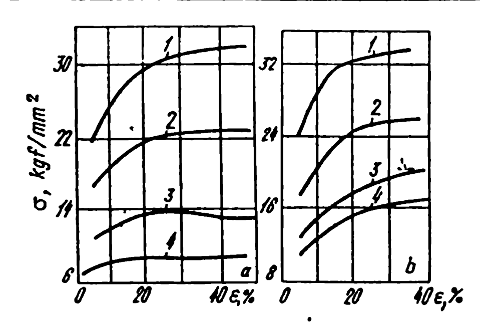


Fig. 202. Courbes de durcissement de l'acier X18H25C2 [31] (0,31% C ; 0,49% Mn ; 2,35% Si ; 23,6% Ni ; 17,9% Cr) pour les vitesses de déformation 0,05 (*a*) et 7,5 s⁻¹ (*b*). Température de l'essai, °C :
1 — 900 ; *2* — 1000 ; *3* — 1100 ; *4* — 1200

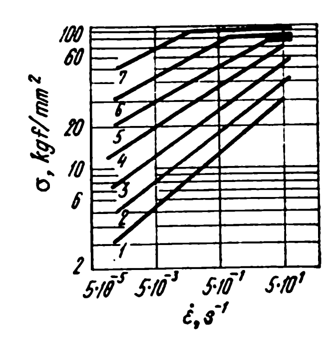


Fig. 203. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de σ de l'acier X18H25C2 pour ε = 20% (compression) [29] (0,32% C ; 2,52% Si ; 1,72% Mn ; 18,3% Cr ; 25,8% Ni). Température de l'essai, °C :
1 — 1200 ; *2* — 1100 ; *3* — 1000 ; *4* — 900 ; *5* — 800 ; *6* — 700 ; *7* — 600

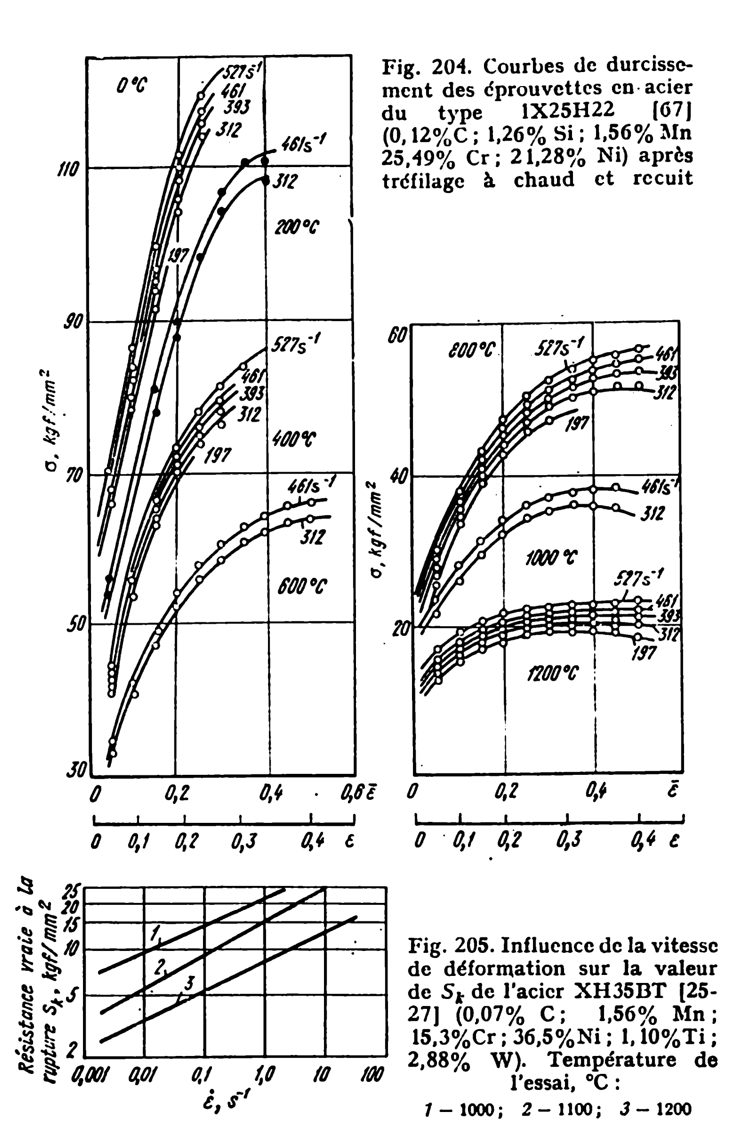


Fig. 204. Courbes de durcissement des éprouvettes en acier du type 1X25H22 [67] (0,12%C ; 1,26% Si ; 1,56% Mn 25,49% Cr ; 21,28% Ni) après tréfilage à chaud et recuit

Fig. 205. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de S_k de l'acier XH35BT [25-27] (0,07% C ; 1,56% Mn ; 15,3%Cr ; 36,5%Ni ; 1,10%Ti ; 2,88% W). Température de l'essai, °C :

1 — 1000 ; 2 — 1100 ; 3 — 1200

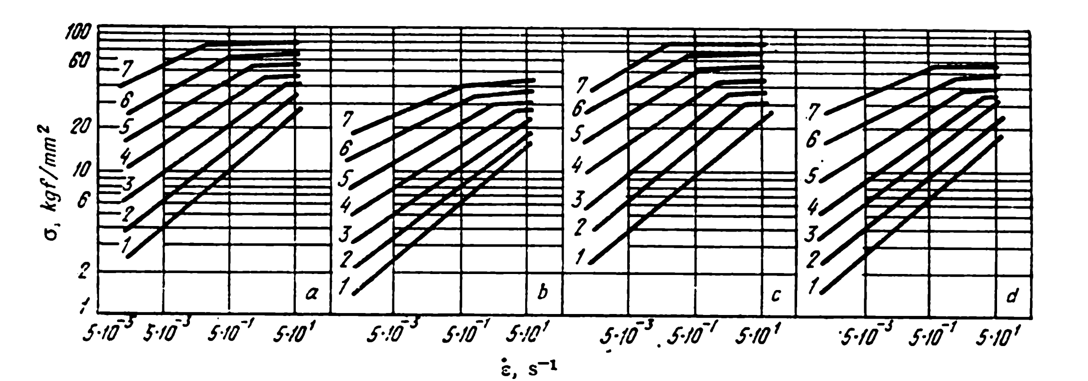


Fig. 206. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de σ des aciers [29] pour $\varepsilon = 20\%$ (compression). Température de l'essai, °C :

1 — 1200 ; *2* — 1100 ; *3* — 1000 ; *4* — 900 ; *5* — 800 ; *6* — 700 ; *7* — 600. Composition chimique des aciers, % :

Fig.	Acier	C	Si	Mn	Cr	Ni	Autres, %
a	45X14H14B2M (ЭИ69)	0,92	0,51	0,72	14,2	14,3	2,4 W
b	X13IO4 (ЭИ60)	0,22	0,84	1,0	14,5	0,59	4,8 Al
c	20X13H4Г9 (ЭИ100)	0,17	0,75	9,8	12,5	4,5	—
d	40X10C2M (ЭИ107)	0,44	2,2	0,48	9,5	0,98	0,76 Mo

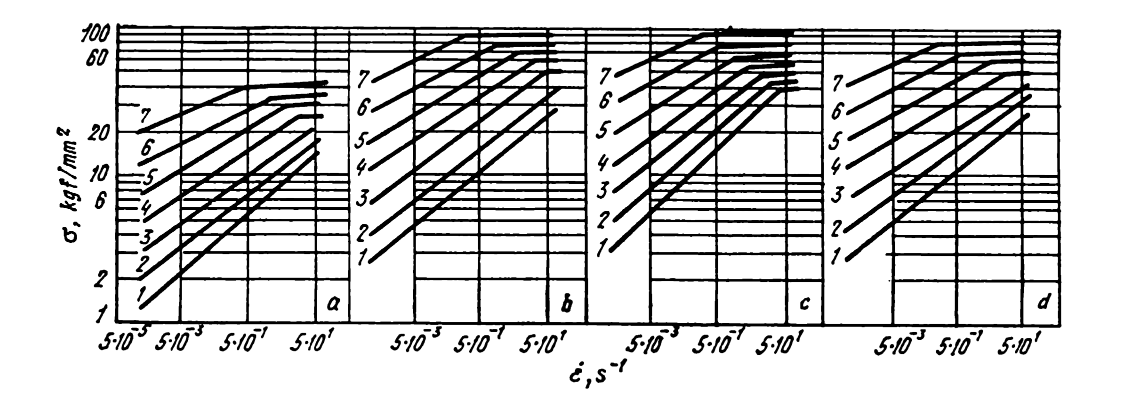


Fig. 207. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de σ des aciers ЭИ240 (*a*), ЭИ241 (*b*), ЭИ262 (*c*), ЭИ319 (*d*) [29] pour $\varepsilon = 20\%$ (compression). Température de l'essai, °C :

1 — 1200 ; *2* — 1100 ; *3* — 1000 ; *4* — 900 ; *5* — 800 ; *6* — 700 ; *7* — 600. Composition chimique des aciers, % :

Fig.	Acier	C	Si	Mn	Cr	Ni	W	Autres, %
a	ЭИ240	0,11	0,44	0,62	14,5	0,55	—	—
b	ЭИ241	0,43	2,8	0,72	13,8	14,0	2,2	0,3 Mo
c	ЭИ262(Р9)	0,95	0,44	0,49	4,2	—	9,6	2,2
d	ЭИ319	0,17	0,77	1,7	24,0	13,1	—	—

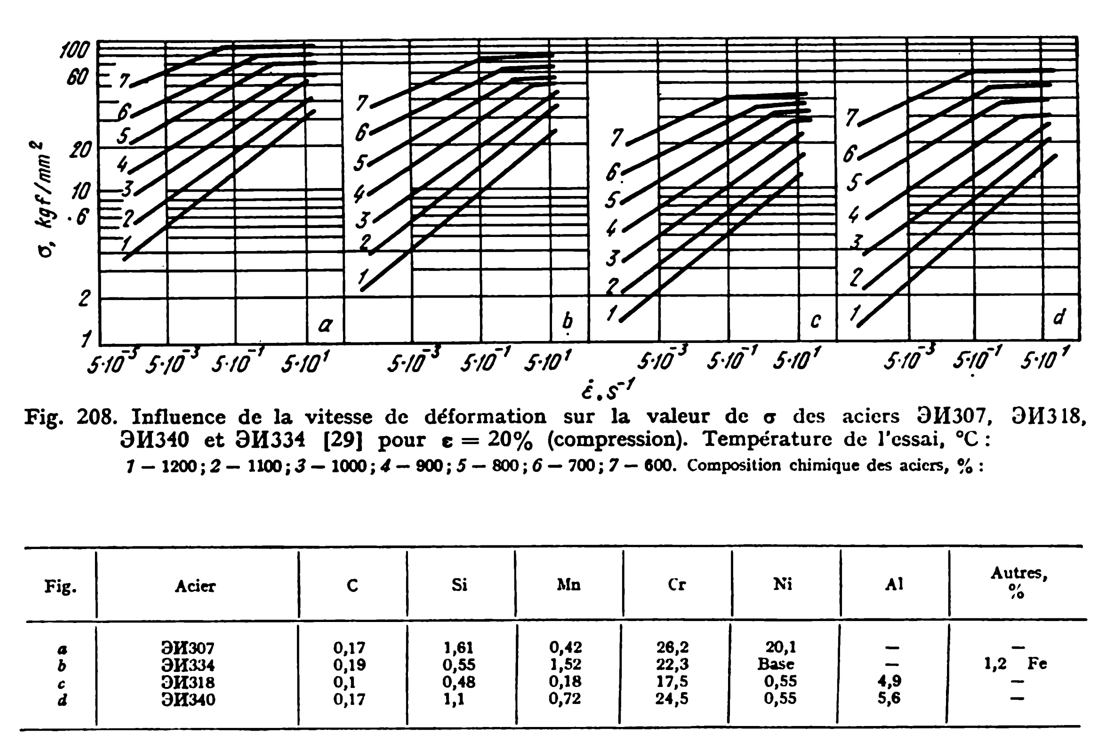


Fig. 208. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de σ des aciers ЭИ307, ЭИ318, ЭИ340 et ЭИ334 [29] pour $\varepsilon = 20\%$ (compression). Température de l'essai, °C : *1* — 1200 ; *2* — 1100 ; *3* — 1000 ; *4* — 900 ; *5* — 800 ; *6* — 700 ; *7* — 600. Composition chimique des aciers, % :

Fig.	Acier	C	Si	Mn	Cr	Ni	Al	Autres, %
a	ЭИ307	0,17	1,61	0,42	26,2	20,1	—	—
b	ЭИ334	0,19	0,55	1,52	22,3	Base	—	1,2 Fe
c	ЭИ318	0,1	0,48	0,18	17,5	0,55	4,9	—
d	ЭИ340	0,17	1,1	0,72	24,5	0,55	5,6	—

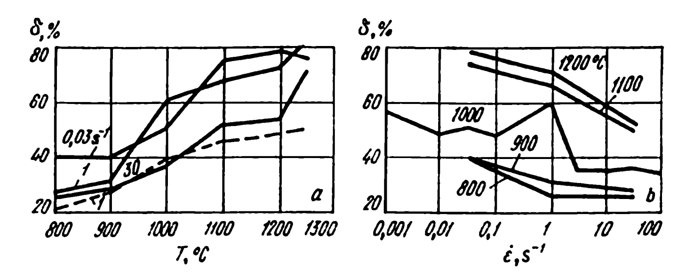


Fig. 209. Variation de δ en fonction de la température (*a*) et de la vitesse de déformation (*b*) de l'acier 20X23H13 (ЭИ319) [84]. Les coefficients de la formule (47) :

$s = 0{,}888$; $\sigma_0 = 19{,}2$ kgf/mm² ; $a = 0{,}093$; $b = 0{,}127$; $c = -3{,}18$; lignes en traits pleins — métal forgé, lignes en pointillé — métal coulé

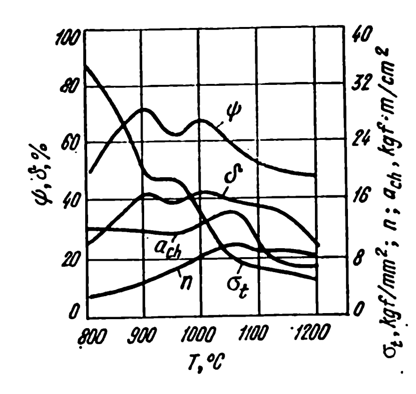


Fig. 210. Propriétés mécaniques de l'acier X16H26M6 (ЭИ395) [40]

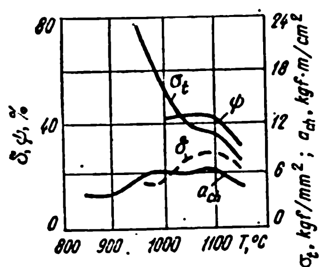


Fig. 211. Propriétés mécaniques de l'alliage X14H75 (ЭИ418) [40]

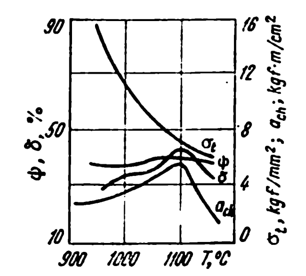


Fig. 212. Propriétés mécaniques de l'alliage X13H13K10B3M2 (ЭИ434) [40]

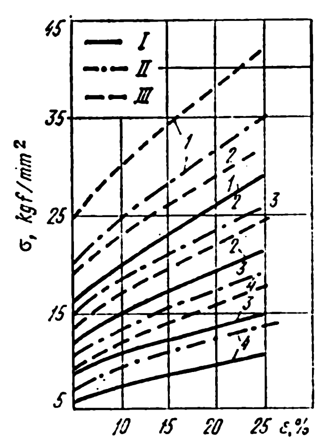


Fig. 213. Courbes de durcissement de l'alliage XH78T (ЭИ435) [32] (0,07% C; 0,45% Mn; 0,53% Si; 20,9% Cr; 76,7% Ni) pour les vitesses de déformation 0,5 (*I*) 5 (*II*), et 50 s^{-1} (*III*). Température de l'essai, °C :

1 — 900; *2* — 1000; *3* — 1100; *4* — 1200

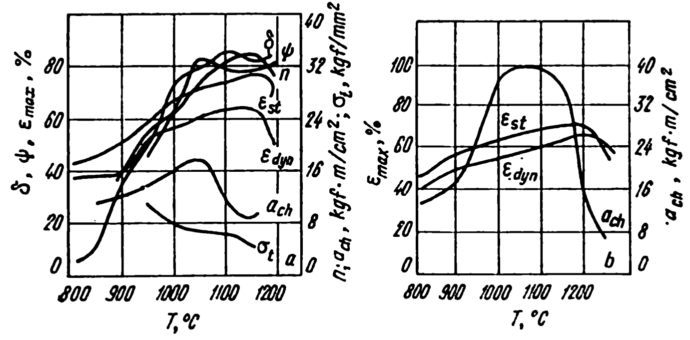


Fig. 214. Plasticité de l'alliage XH77TЮ (ЭИ437A) (*a*) et XH77TЮP (ЭИ437Б) (*b*) [40]

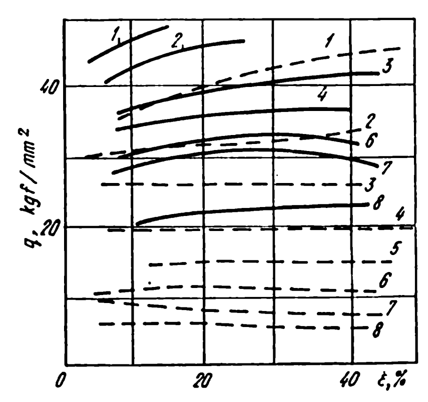


Fig. 215. Courbes de durcissement de l'acier 37X12H8Г9MB (ЭИ481) [46]. Température de l'essai, °C :

1 — 800 ; *2* — 900 ; *3* — 950 ; *4* — 1000 ; *5* — 1050 ; *6* — 1100 ; *7* — 1150 ; *8* — 1200 ; lignes en traits pleins — essais sur la sonnette ($\dot{\varepsilon} \approx 10^2$ s^{-1}) ; lignes en pointillé — essais sur la presse ($\dot{\varepsilon} \approx 1 \div 10$ s^{-1})

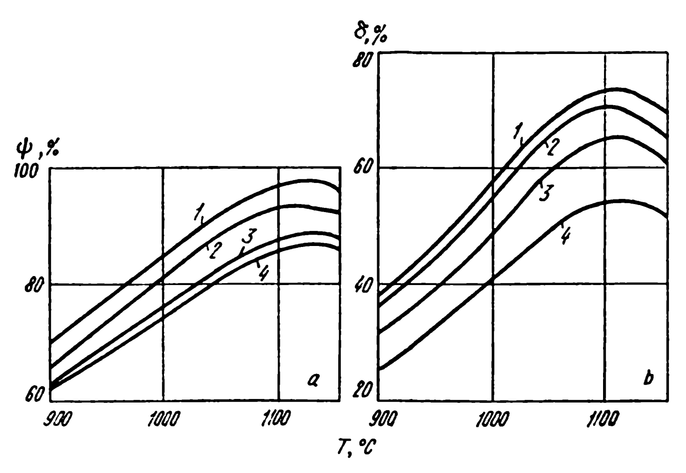


Fig. 216. Variation de ψ (*a*) et de δ (*b*) de l'acier 37X12H8Г9MB (ЭИ481) en fonction de la température pour les vitesses de déformation 0,7 (*1*), 7 (*2*), 35 (*3*) et 70 s^{-1} (*4*)

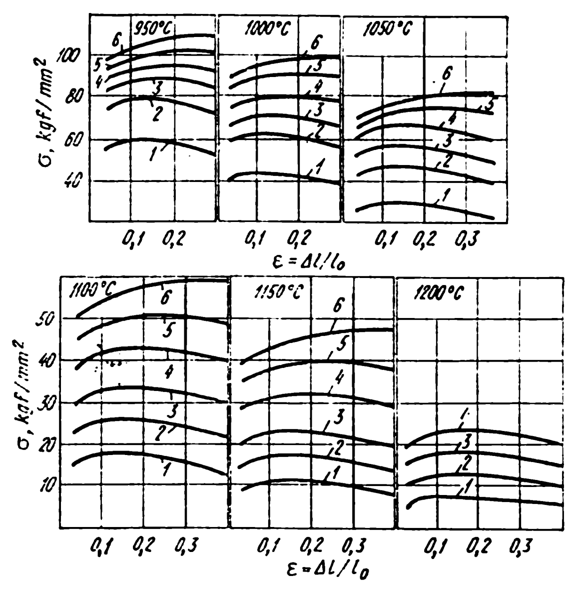


Fig. 217. Courbes de durcissement pour la traction des éprouvettes en alliage ЭИ539 [75, 76] laminées à chaud (0,06% C ; 0,19% Si ; 17,6% Cr ; 5,96% Mo ; 2,55% Ti ; 3,37% Al ; la base — Ni). Vitesse de déformation, s^{-1} :

$1 - 1\cdot10^{-2}$; $2 - 5\cdot10^{-1}$; $3 - 1$; $4 - 10$; $5 - 50$; $6 - 100$

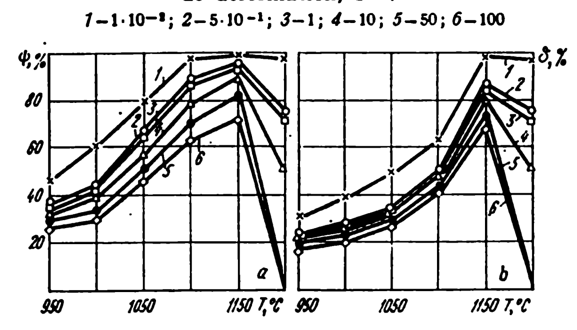


Fig. 218. Variation de ψ (*a*) et de δ (*b*) en fonction de la température de l'alliage ЭИ539 [75, 76]. Pour les notations et la composition chimique voir la fig. 217

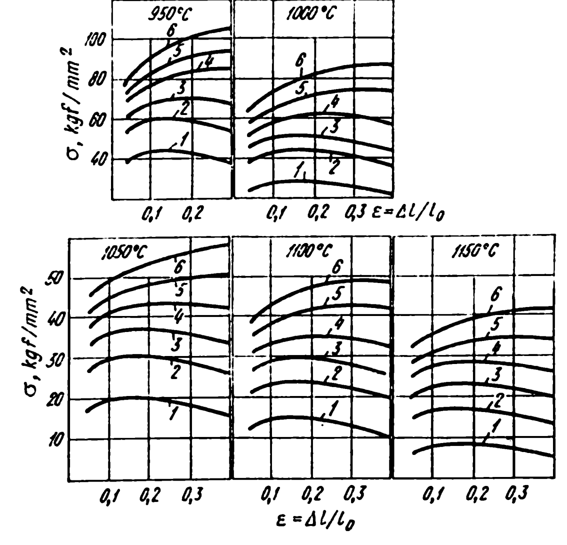


Fig. 219. Courbes de durcissement pour la traction de l'alliage ХН70МВТЮБ (ЭИ598) [75, 76] (0,05% C ; 0,49% Si ; 0,20% Mn ; 3,14% W ; 17,58% Cr ; 4,96% Mo ; 2,02% Ti ; 1,61% Al ; 1,44% Fe ; la base — Ni). Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — $1 \cdot 10^{-2}$; 2 — $5 \cdot 10^{-1}$; 3 — 1 ; 4 — 10 ; 5 — 50 ; 6 — 100

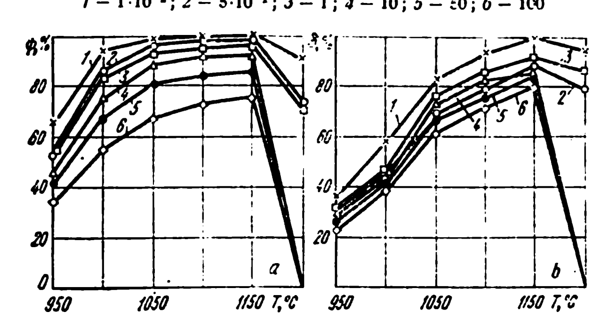


Fig. 220. Variation de ψ (*a*) et de δ (*b*) en fonction de la température de l'alliage ХН70МВТЮБ (ЭИ598) [75, 76]. Pour les notations et la composition chimique voir la fig. 219

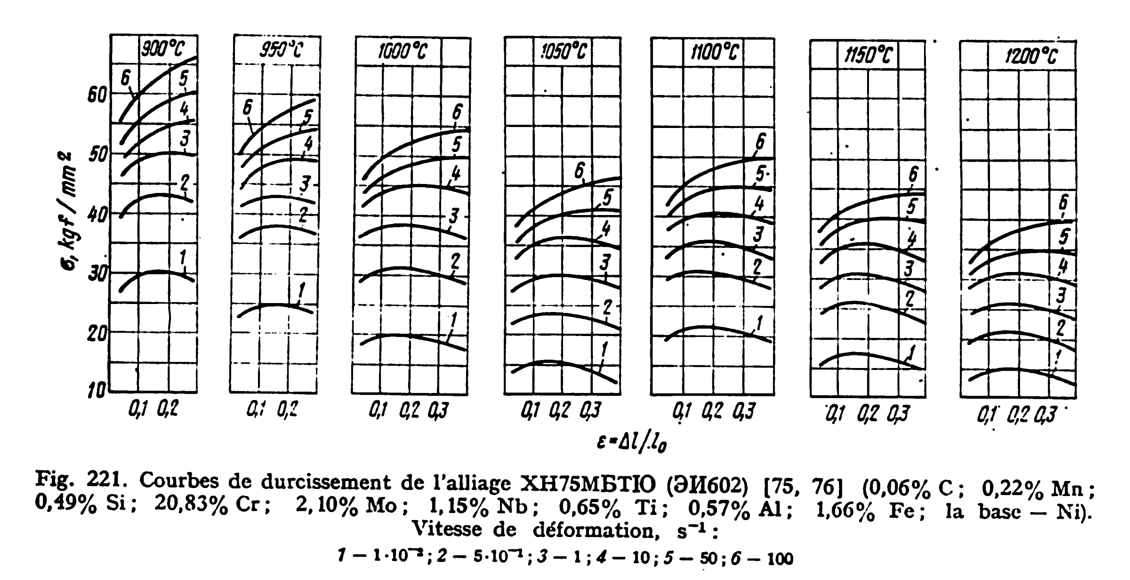


Fig. 221. Courbes de durcissement de l'alliage ХН75МБТЮ (ЭИ602) [75, 76] (0,06% C; 0,22% Mn; 0,49% Si; 20,83% Cr; 2,10% Mo; 1,15% Nb; 0,65% Ti; 0,57% Al; 1,66% Fe; la base — Ni). Vitesse de déformation, s^{-1}:

1 — $1 \cdot 10^{-2}$; 2 — $5 \cdot 10^{-1}$; 3 — 1; 4 — 10; 5 — 50; 6 — 100

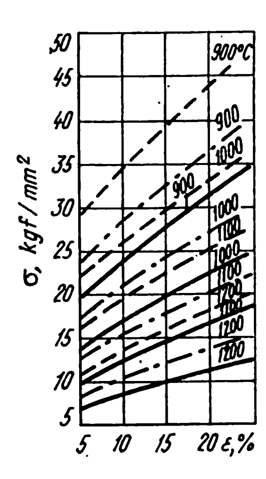


Fig. 222. Courbes de durcissement de l'alliage ХН75МБТЮ (ЭИ602) [32] (0,06% C; 0,26% Mn; 0,65% Si; 21,0% Cr; 2,16% Mo; 1,13% Nb; 0,6% Ti; la base — Ni) pour les vitesses de déformation 50 (lignes en pointillé), 5 (lignes en traits mixtes) et 0,5 s^{-1} (lignes en traits pleins)

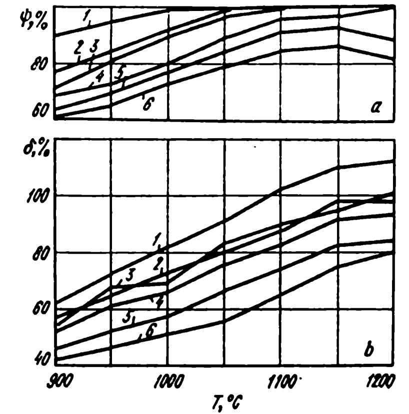


Fig. 223. Variation de ψ (*a*) et de δ (*b*) en fonction de la température de l'alliage ХН75МБТЮ (ЭИ602) [75, 76]. Pour les notations et la composition chimique voir la fig. 221

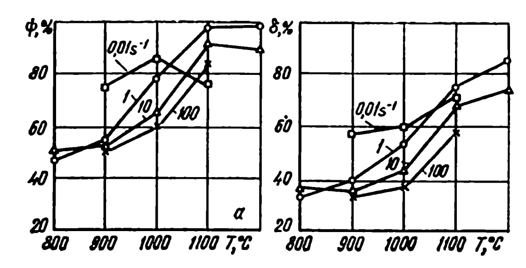


Fig. 224. Variation de ψ (*a*) et de δ (*b*) en fonction de la température de l'alliage ХН75МБТЮ (ЭИ602) [84] (0,06% C ; 0,25% Mn ; 0,53% Si ; 20,7% Cr ; 0,67% Ti ; 2,0% Mo ; 1,05% Nb ; 1,15% Fe ; 0,45% Al ; la base — Ni). Les coefficients de l'équation (47) :

$s = 0{,}809$; $\sigma_0 = 38{,}6$ kgf/mm² ; $a = 0{,}116$; $b = 0{,}153$; $c = -3{,}22$

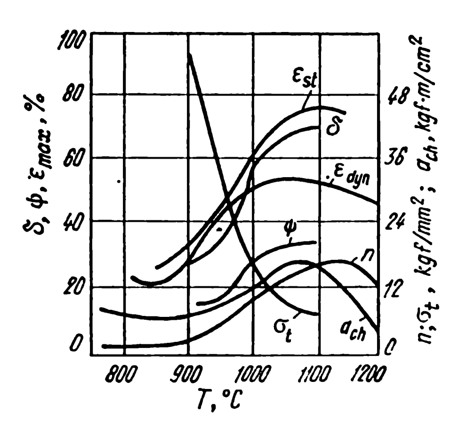


Fig. 225. Propriétés mécaniques de l'alliage ХН70ВМТЮ (ЭИ617) [46]

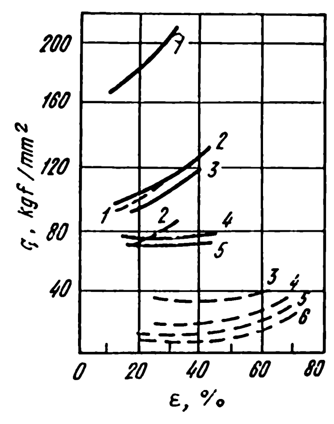


Fig. 226. Courbes de durcissement de l'alliage XH70BMTЮ (ЭИ617) [46] pour les températures :

850 (*1*) ; 900 (*2*) ; 1000 (*3*), 1050 (*4*), 1100 (*5*) et 1150 °C (*6*) ; lignes en traits pleins — aplatissement sur la sonnette ; lignes en pointillé — aplatissement sur la presse

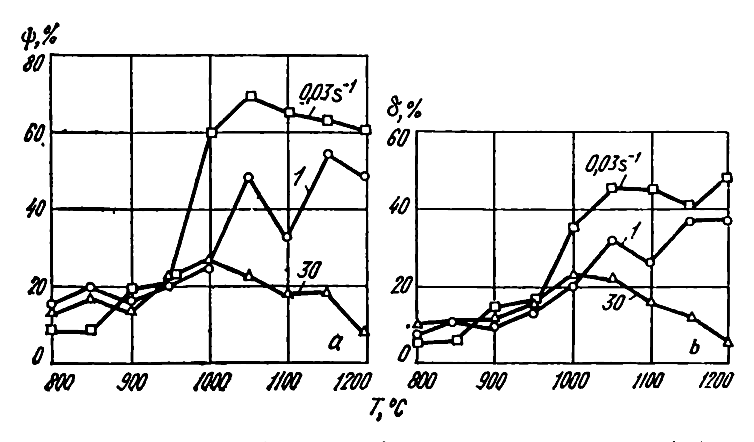


Fig. 227. Variation de ψ (*a*) et de δ (*b*) en fonction de la température de l'alliage XH70BMTЮ (ЭИ617) [84]. Les coefficients de l'équation (47) :

$s = 0{,}753$; $\sigma_0 = 39{,}0$ kgf/mm² ; $a = 0{,}108$; $b = 0{,}118$; $c = -3{,}87$

Tableau 43

Propriétés mécaniques de l'acier ЭИ643 (charge statique de traction [43])

Température de l'essai, °C	E, kgf/mm²	Coefficient de Poisson μ	σ_t	$\sigma_{0,2}$	δ_{10}, %
			kgf/mm²		
20	19 500	0,26	210	152	8
300	18 000	0,30	170	96	10
400	16 800	0,33	146	85	8
500	13 800	0,35	100	67	8

Nota. Une barre de diamètre de 22 mm; trempe à 900 ± 10 °C; refroidissement à l'air et revenu à 210 ± 10 °C pendant 4 h.

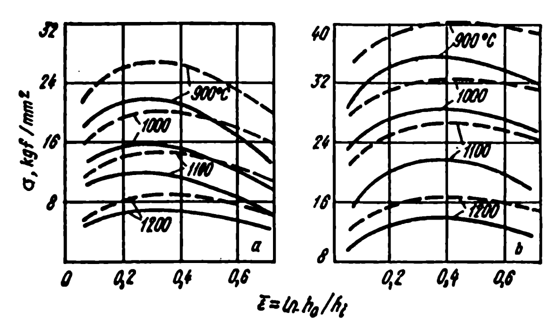


Fig. 228. Courbes de durcissement de l'acier Х21Н10Ф(ЭИ649) [48] :
a — $\dot{\varepsilon}$ = 2 et 10 s⁻¹ (lignes en traits pleins et en pointillé respectivement); b — $\dot{\varepsilon}$ = 50 et 100 s⁻¹ (lignes en traits pleins et en pointillé respectivement)

Tableau 44

Propriétés mécaniques minimales et type de l'acier ЭИ654 [43]

Température de l'essai, °C	E, kgf/mm²	σ_t minimal	σ_t type	$\sigma_{0,2}$ minimal	$\sigma_{0,2}$ type	$\delta_{11,3\sqrt{F}}$, %
20	17 200	73	81	35	46	40
300	16 500	57	63	26	34	33
350	16 000	57	63	26	34	31

Nota. Une tôle d'épaisseur de 2,0 mm; trempe à l'eau à 1050 °C.

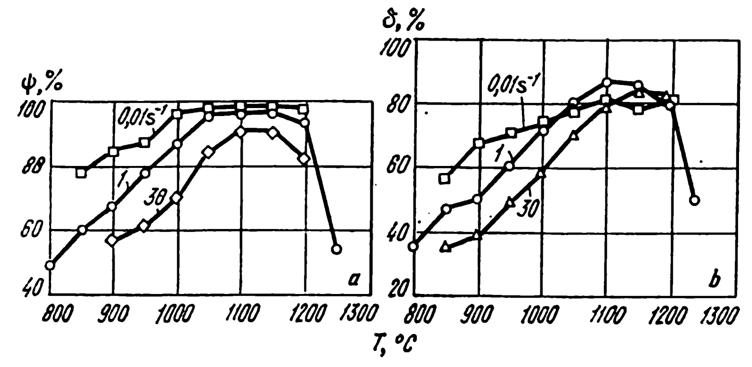


Fig. 229. Variation de ψ (*a*) et de δ (*b*) en fonction de la température de l'acier ЭИ654 [84]. Les coefficients de l'équation (47) :
$s = 0{,}930$; $\sigma_0 = 19{,}0$ kgf/mm² ; $a = 0{,}155$; $b = 0{,}064$; $c = -4{,}48$

Tableau 45

Propriétés mécaniques de l'acier 23Х2НВФА (ЭИ659) (charge statique de traction [43])

Température de l'essai, °C	E, kgf/mm²	Coefficient d'élasticité μ	σ_t	$\sigma_{0,2}$	δ_{10}, %
			kgf/mm²		
20	19 400	0,27	130	90	11
300	18 600	0,29	127	90	8
400	17 300	0,33	121	88	10
500	—	—	106	80	7

Nota. Une barre de diamètre de 22 mm ; stabilisation et revenu à 500 °C.

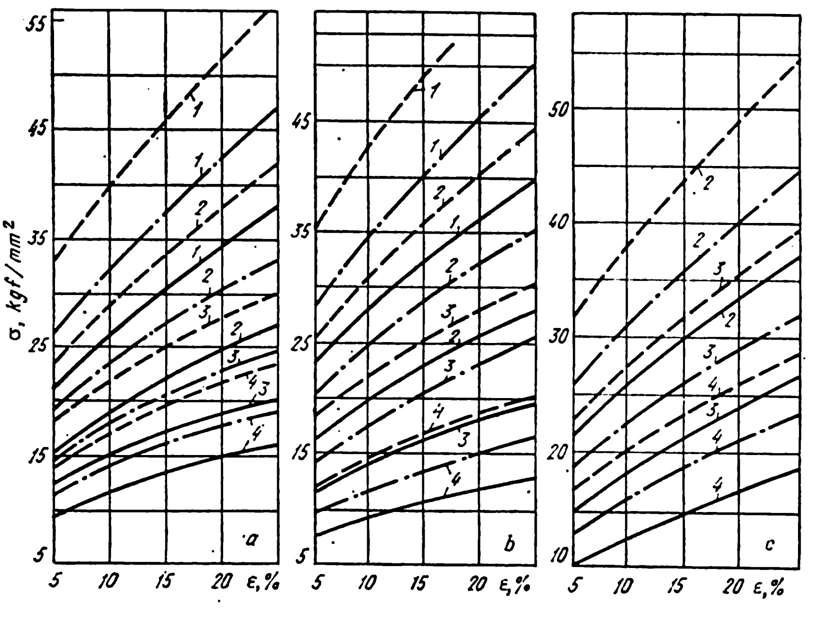


Fig. 230. Courbes de durcissement des alliages ВЖ98 (*a*), ХН70Ю (ЭИ652) (*b*) et ЭИ661 (*c*) [32] pour les vitesses de déformation 0,5 (lignes en traits pleins), 5 (traits mixtes) et 50 s^{-1} (lignes en pointillé). Température de l'essai, °C :
1 — 900 ; *2* — 1000 ; *3* — 1100 ; *4* — 1200

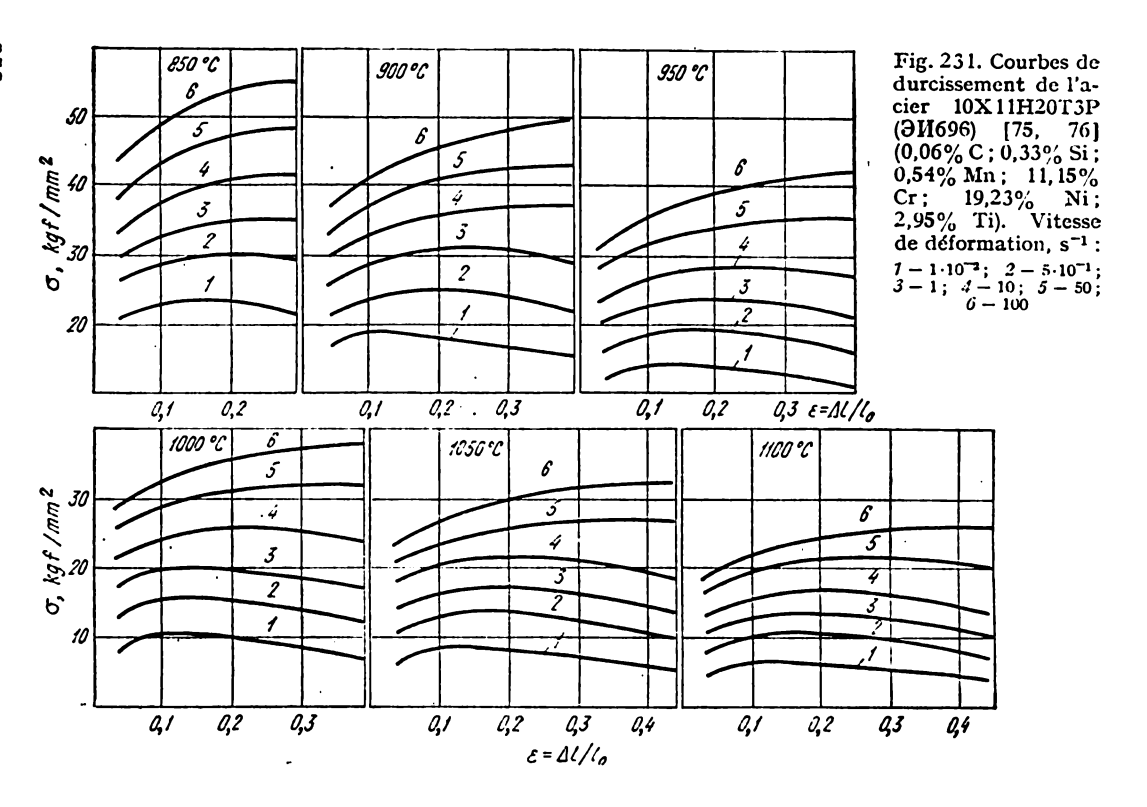


Fig. 231. Courbes de durcissement de l'acier 10X11H20T3P (ЭИ696) [75, 76] (0,06% C ; 0,33% Si ; 0,54% Mn ; 11,15% Cr ; 19,23% Ni ; 2,95% Ti). Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — $1\cdot10^{-2}$; 2 — $5\cdot10^{-1}$; 3 — 1 ; 4 — 10 ; 5 — 50 ; 6 — 100

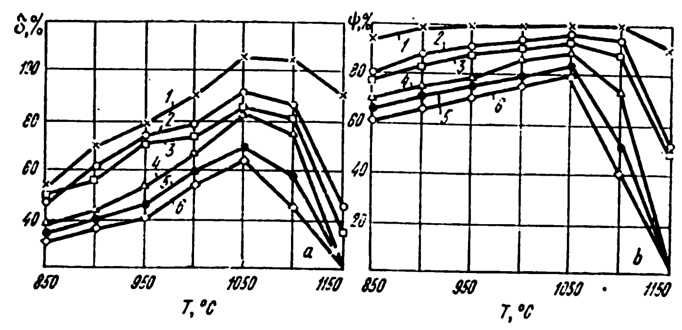


Fig. 232. Variation de δ (*a*) et de ψ (*b*) en fonction de la température de l'acier 10X11H20T3P (ЭИ696) [75, 76]. Pour la composition chimique et les notations des courbes voir la fig. 231

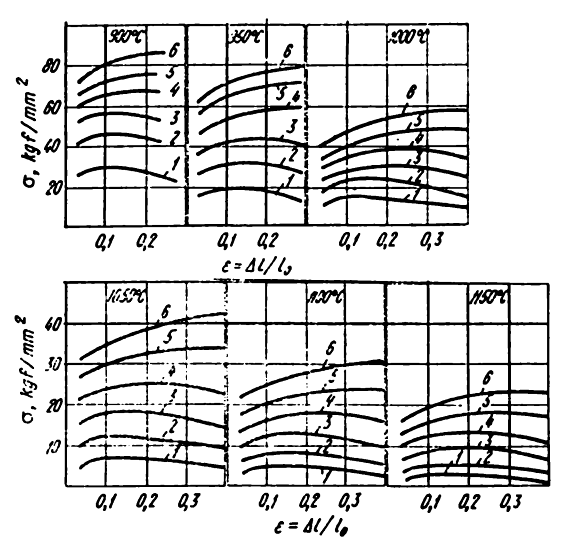
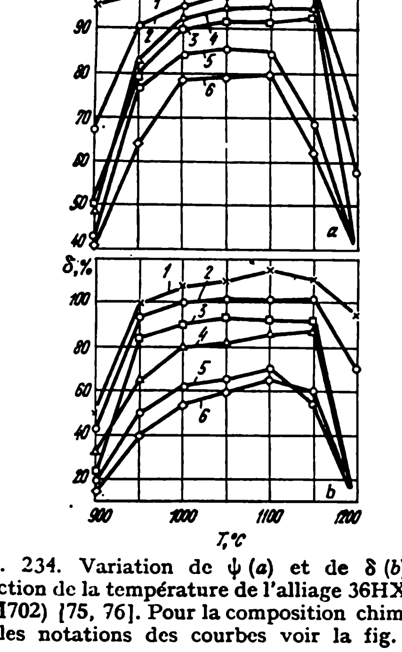
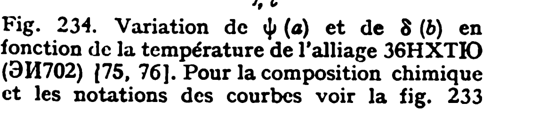


Fig. 233. Courbes de durcissement de l'alliage 36HXTЮ (ЭИ702 [75, 76] (0,04% C; 0,49% Si; 1,16% Mn; 12,3% Cr; 35,9% Ni; 3,1% Ti; 1,02% Al). Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — $1\cdot10^{-2}$; *2* — $5\cdot10^{-1}$; *3* — 1; *4* — 10; *5* — 50; *6* — 100




Fig. 234. Variation de ψ (*a*) et de δ (*b*) en fonction de la température de l'alliage 36HXTЮ (ЭИ702) [75, 76]. Pour la composition chimique et les notations des courbes voir la fig. 233

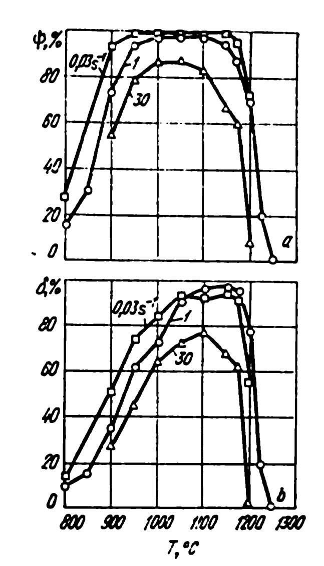


Fig. 235. Variation de ψ (*a*) et de δ (*b*) en fonction de la température de l'alliage 36HXTЮ (ЭИ702) [84] (0,04% C; 0,49% Si; 1,08% Mn; 12,1% Cr; 35,9% Ni; 3,16% Ti; 0,96% Al).

Les coefficients de la formule (47) :

$s = 0{,}918$; $\sigma_0 = 22{,}4$ kgf/mm^2 ; $a = 0{,}166$; $b = 0{,}134$; $c = -5{,}38$

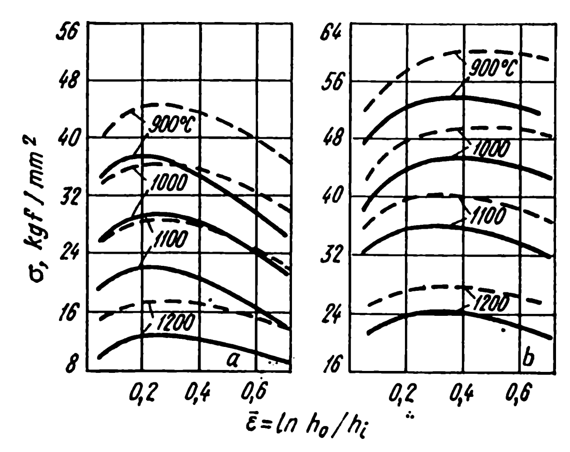


Fig. 236. Courbes de durcissement de l'alliage XH38BT (ЭИ703) [48] (0,07% C ; 0,46% Si ; 0,37% Mn ; 21,3% Cr ; 37,7% Ni ; 3,0% W ; 0,91% Ti) :

a — $\dot{\varepsilon}$ = 2 et 10 s^{-1} (lignes en traits pleins et en pointillé respectivement) ; *b* — $\dot{\varepsilon}$ = 50 et 100 s^{-1} (lignes en traits pleins et en pointillé respectivement)

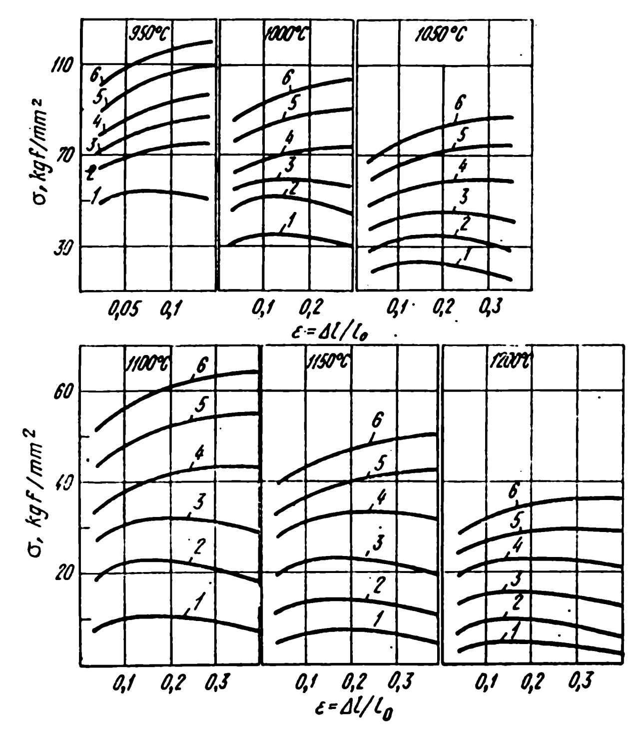


Fig. 237. Courbes de durcissement de l'alliage X10H75B5MIO (ЭИ828) [75, 76] (0,04% C ; 0,15% Si ; 9,5% Cr ; 5,05% W ; 8,77% Mo ; 4,41% Al ; la base — Ni). Vitesse de déformation, s^{-1} :
1 — $1 \cdot 10^{-2}$; *2* — $5 \cdot 10^{-1}$; *3* — 1 ; *4* — 10 ; *5* — 50 ; *6* — 100

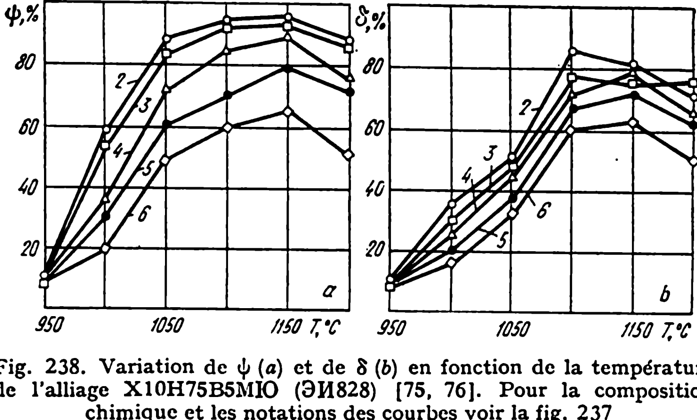


Fig. 238. Variation de ψ (*a*) et de δ (*b*) en fonction de la température de l'alliage Х10Н75В5МЮ (ЭИ828) [75, 76]. Pour la composition chimique et les notations des courbes voir la fig. 237

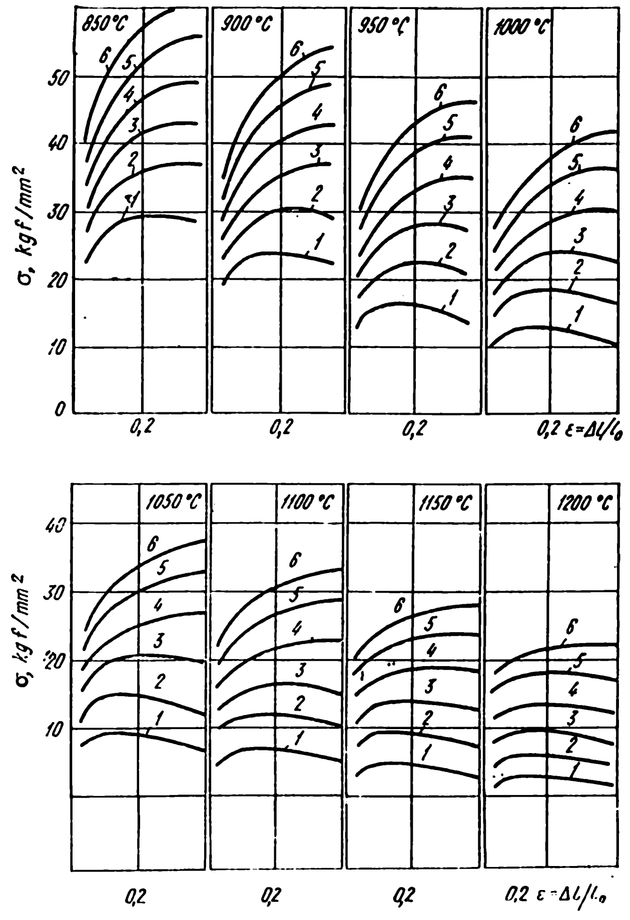


Fig. 239. Courbes de durcissement de l'alliage X20H80 [75, 76]. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 – $1 \cdot 10^{-2}$; *2* – $5 \cdot 10^{-1}$; *3* – 1; *4* – 10; *5* – 50; *6* – 100

Fig. 240. Variation de ψ (*a*) et de δ (*b*) en fonction de la température de l'alliage X20H80 [75, 76]. Pour les notations des courbes voir la fig. 239

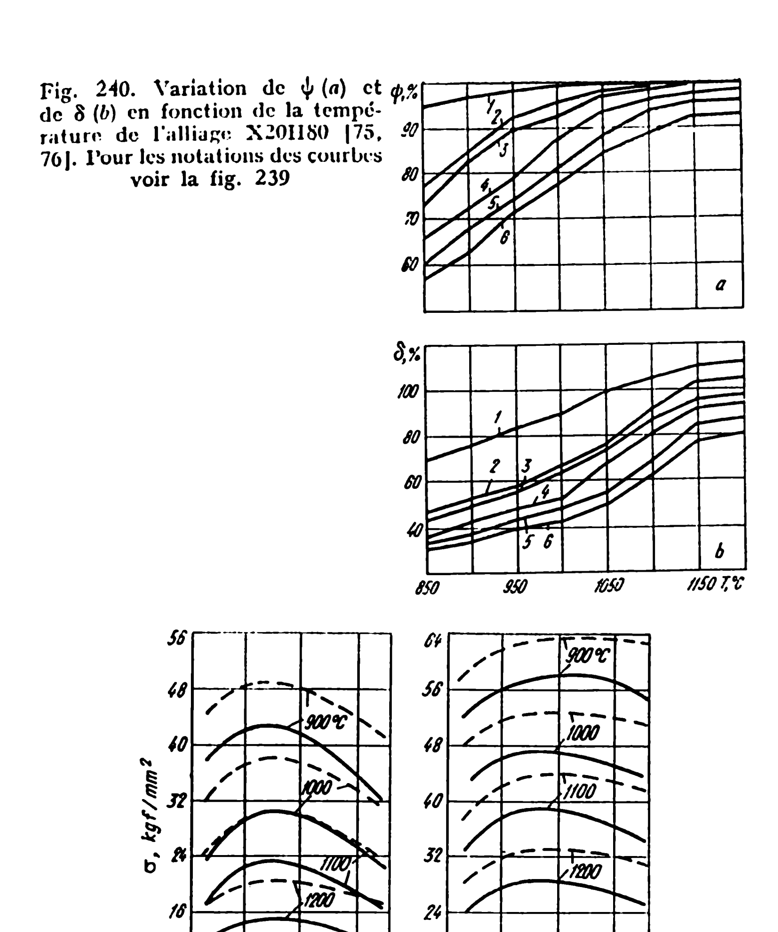


Fig. 241. Courbes de durcissement de l'acier X25H16Г7AP (ЭИ835) [48] : à gauche — $\dot{\varepsilon} = 2$ et $10\ s^{-1}$ (lignes en traits pleins et en pointillé respectivement) ; à droite — $\dot{\varepsilon} = 50$ et $100\ s^{-1}$ (lignes en traits pleins et en pointillé respectivement)

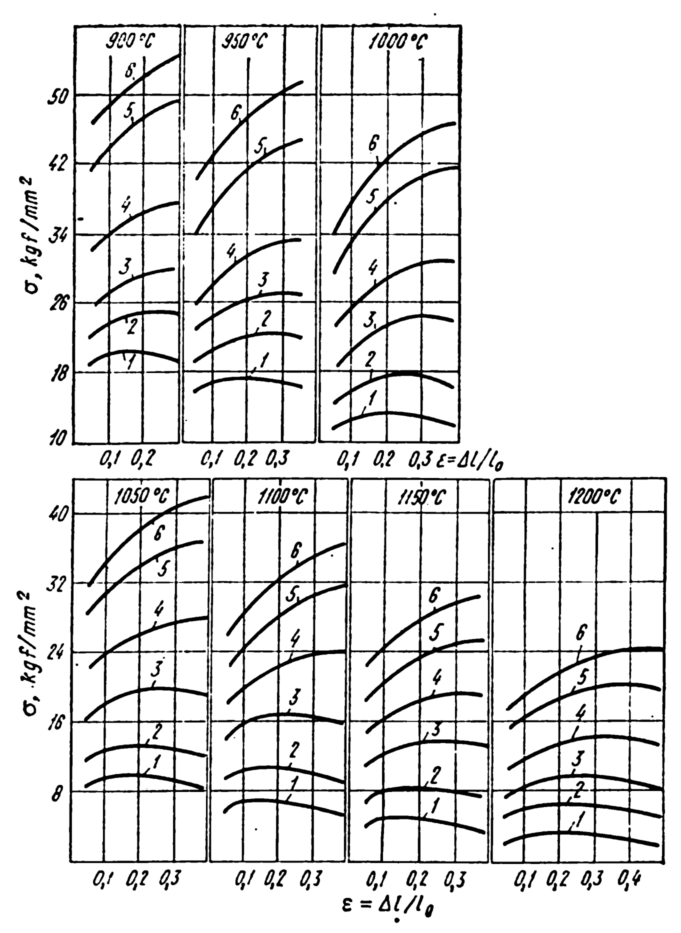
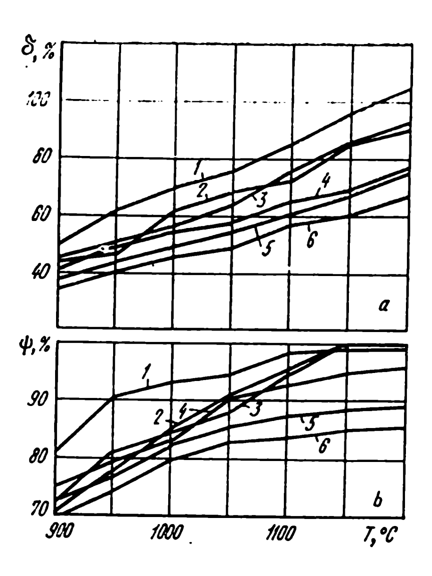


Fig. 242. Courbes de durcissement de l'acier Х25Н16Г7АР (ЭИ835) [75, 76]. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — $1\cdot10^{-2}$; *2* — $5\cdot10^{-1}$; *3* — 1 ; *4* — 10 ; *5* — 50 ; *6* — 100

Fig. 243. Variation de δ (*a*) et de ψ (*b*) en fonction de la température de l'acier Х25Н16Г7АР (ЭИ835) [75, 76]. Pour les notations des courbes voir la fig. 242.



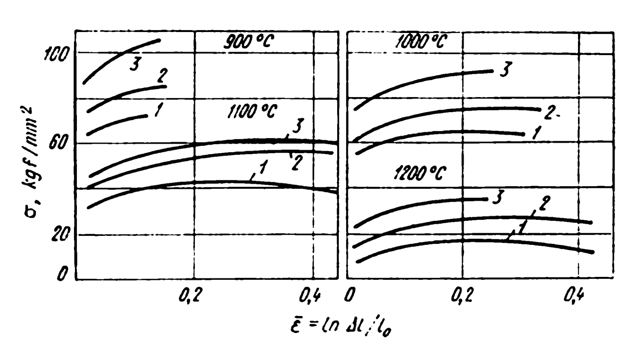


Fig. 244. Courbes de durcissement de l'alliage ХН62МВКЮ (ЭИ867) [74]. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — 1 ; *2* — 10 ; *3* — 50

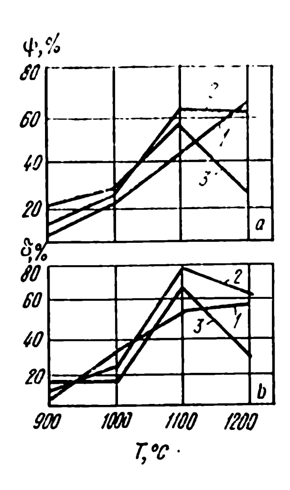


Fig. 245. Variation de ψ (*a*) et de δ (*b*) en fonction de la température de l'alliage XH62MBKЮ (ЭИ867) [74]. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — 1 ; *2* — 10 ; *3* — 50

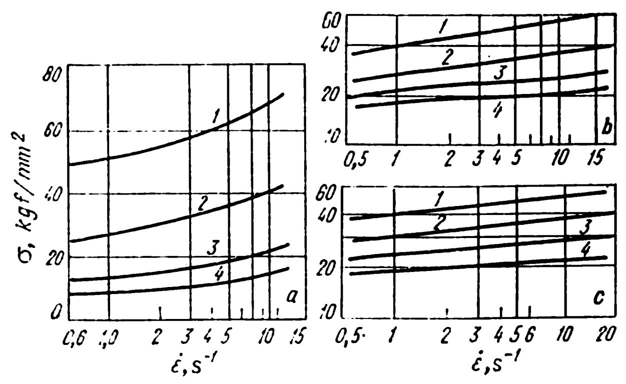


Fig. 246. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de σ des alliages XH67BMTIO (*a*), X15H55M16B (*b*) et H70M27 (*c*) [78]. Température de l'essai, °C :

1 — 900 ; *2* — 1000 ; *3* — 1100 ; *4* — 1200

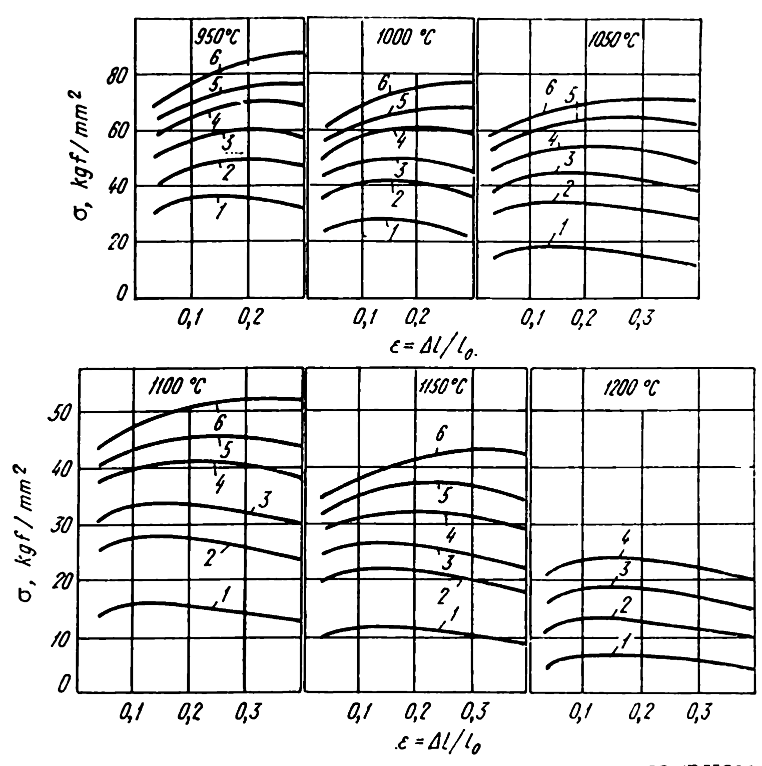


Fig. 247. Courbes de durcissement de l'alliage XH65BMTIO (ЭИ893) [75, 76]. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — 10^{-2} ; *2* — $5 \cdot 10^{-1}$; *3* — 1 ; *4* — 10 ; *5* — 50 ; *6* — 100

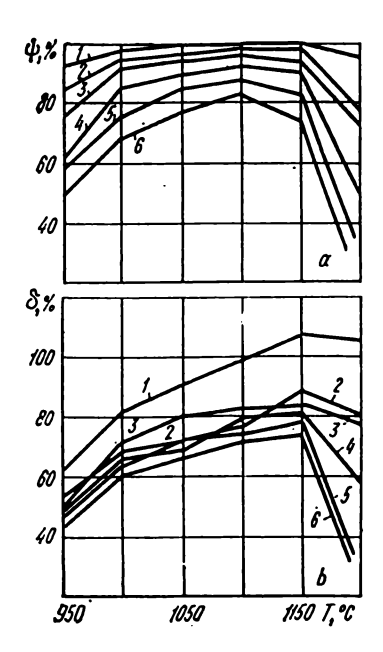


Fig. 248. Variation de ψ (*a*) et de δ (*b*) en fonction de la température de l'alliage ХН65ВМТЮ (ЭИ893) [75, 76]. Pour les notations voir la fig. 247

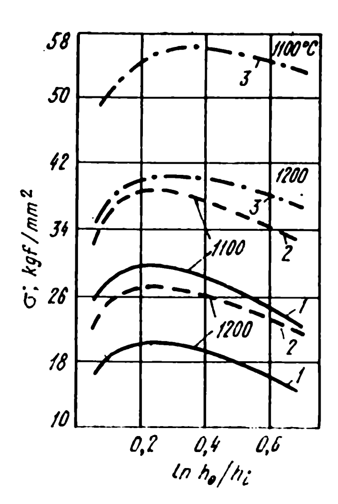
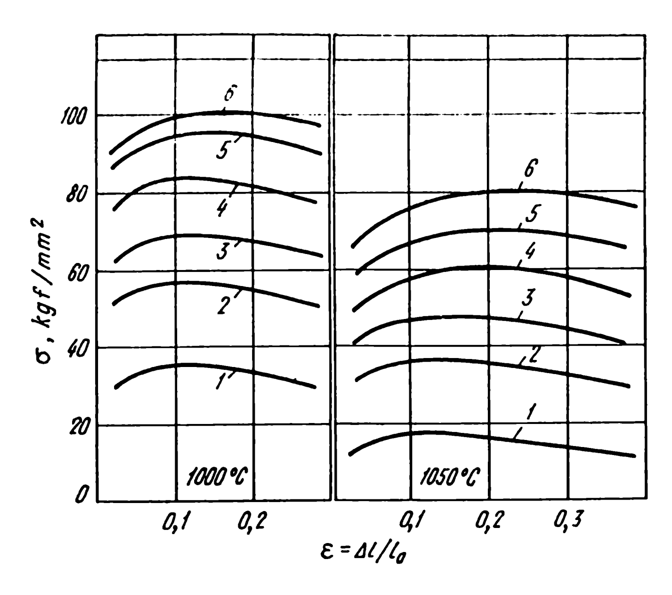


Fig. 249. Courbes de durcissement de l'alliage ХН55ВМТКЮ (ЭИ929) [48]. Vitesse de déformation, s^{-1} : 1 – 2; 2 – 10; 3 – 100



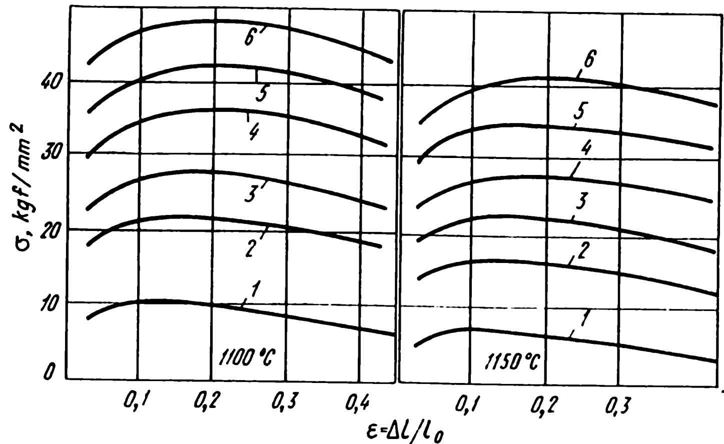


Fig. 250. Courbes de durcissement de l'alliage ХН55ВМТКЮ (ЭИ929) [75, 76]. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — $1 \cdot 10^{-2}$; *2* — $5 \cdot 10^{-1}$; *3* — 1 ; *4* — 10 ; *5* — 50 ; *6* — 100

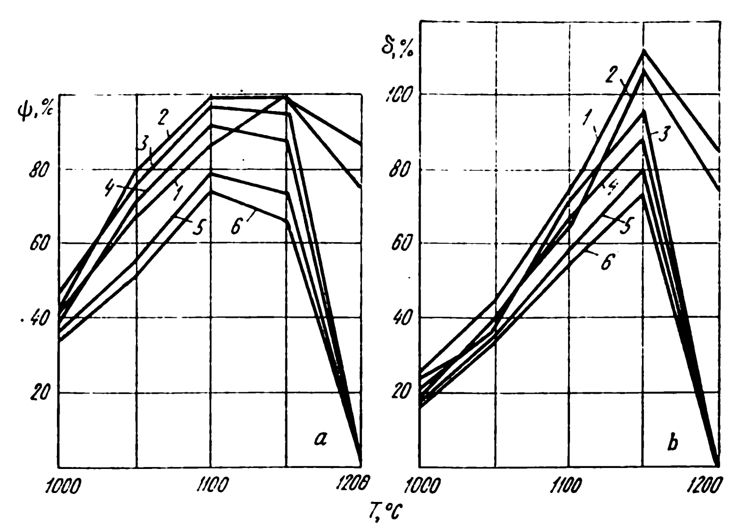


Fig. 251. Variation de ψ (*a*) et de δ (*b*) en fonction de la température de l'alliage XH55BMTKIO (ЭИ929) [75, 76]. Pour les notations voir la fig. 250

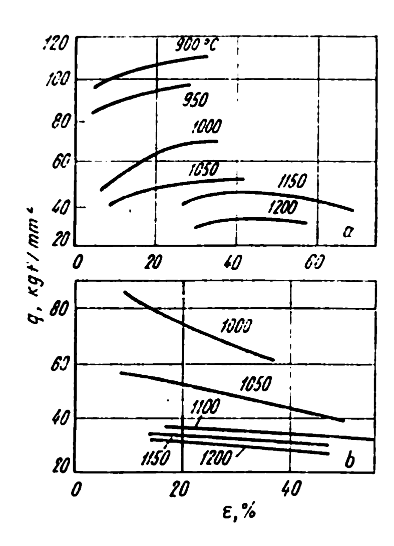


Fig. 252. Courbes de durcissement de l'alliage XH55BMTKIO (ЭИ929) dans le cas des charges statique (*a*) et dynamique (*b*) [58]

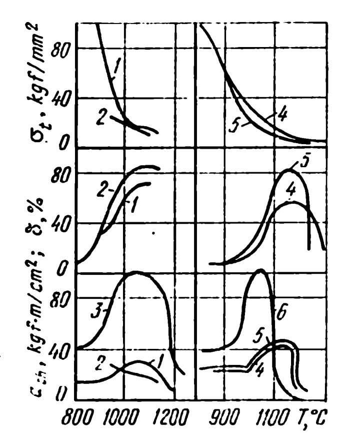


Fig. 253. Propriétés mécaniques des alliages résistant à chaud en fonction de la température des essais [58] :

1 — ЭИ617 ; *2* — ЭИ437А ; *3* — ЭИ437Б ; *4* — ЭИ929 ; *5* — ЭИ867 ; *6* — ЭИ826

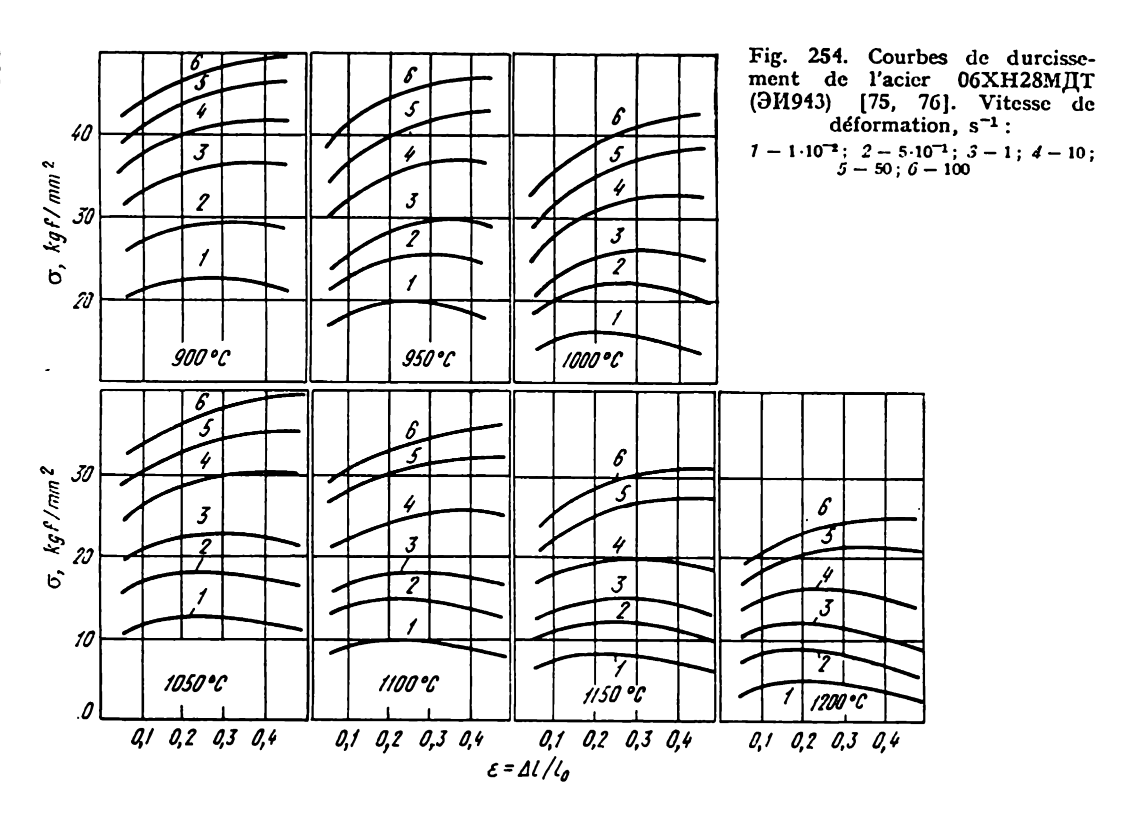


Fig. 254. Courbes de durcissement de l'acier 06ХН28МДТ (ЭИ943) [75, 76]. Vitesse de déformation, s^{-1}:

1 — $1\cdot10^{-2}$; 2 — $5\cdot10^{-1}$; 3 — 1; 4 — 10; 5 — 50; 6 — 100

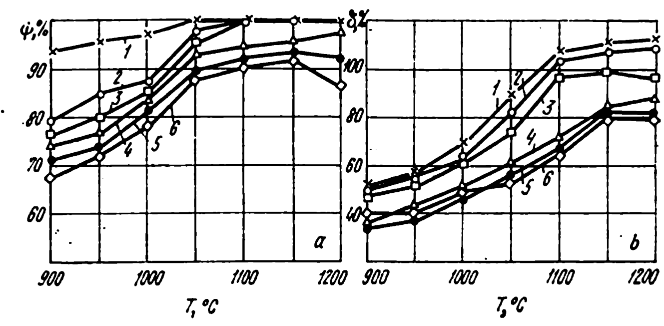


Fig. 255. Variation de ψ (*a*) et de δ (*b*) en fonction de la température de l'acier 06ХН28МДТ (ЭИ943) [75, 76] (0,06% C ; 0,19% Si ; 17,6% Cr ; 5,96% Mo ; 2,55% Ti ; 3,37% Al ; la base — Ni). Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — $1\cdot10^{-2}$; *2* — $5\cdot10^{-1}$; *3* — 1 ; *4* — 10 ; *5* — 50 ; *6* — 100

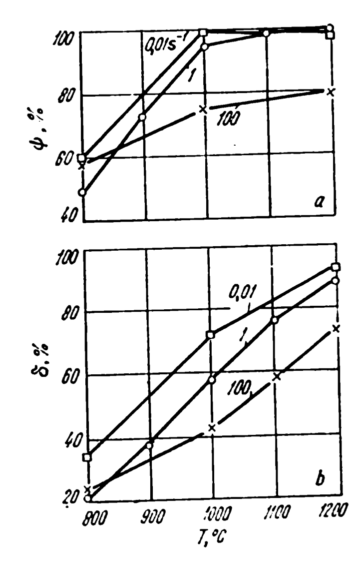


Fig. 256. Variation de ψ (*a*) et de δ (*b*) en fonction de la température de l'acier 06ХН28МДТ (ЭИ943) [84]. Les coefficients de l'équation (47) :

$s = 0{,}918$; $\sigma_0 = 24{,}8$ kgf/mm^2 ; $a = 0{,}109$; $b = 0{,}089$; $c = -3{,}22$

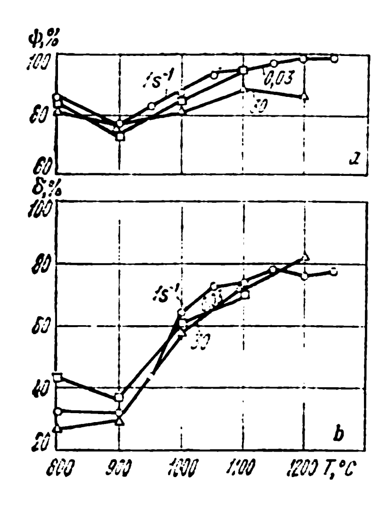


Fig. 257. Variation de ψ (*a*) et de δ (*b*) en fonction de la température de l'acier 11X11H2B2MΦ (ЭИ962) [84] (0,12% C ; 0,27% Mn ; 0,26% Si ; 10,6% Cr ; 1,76% Ni ; 1,65% W ; 0,47% Mo ; 0,27% V). Les coefficients de l'équation (47) :

$s = 0{,}949$; $\sigma_0 = 16{,}1$ kgf/mm² ; $a = 0{,}101$; $b = 0{,}169$; $c = -3{,}70$

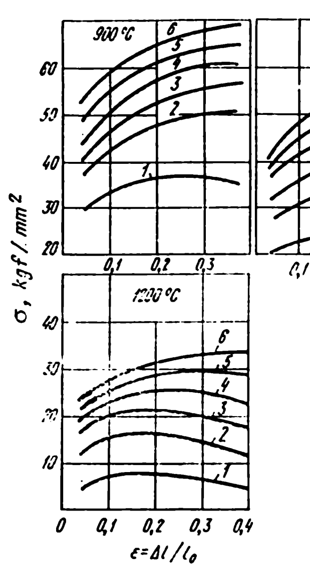


Fig. 258. Courbes de durcissement de l'alliage 40KHXM [75, 76]. Vitesse de déformation, s⁻¹ :

1 — $1 \cdot 10^{-2}$; *2* — $5 \cdot 10^{-1}$; *3* — 1 ; *4* — 10 ; *5* — 50 ; *6* — 100

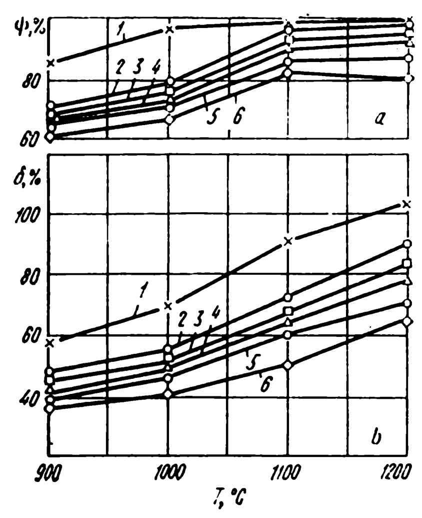


Fig. 259. Variation de ψ (*a*) et de δ (*b*) en fonction de la température de l'alliage 40KHXM [75, 76]. Pour les notations voir la fig. 258

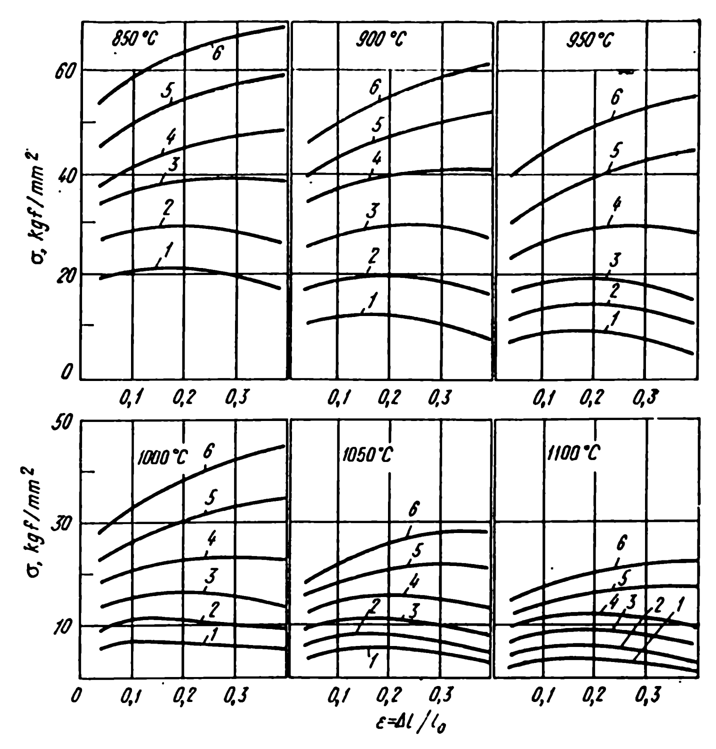
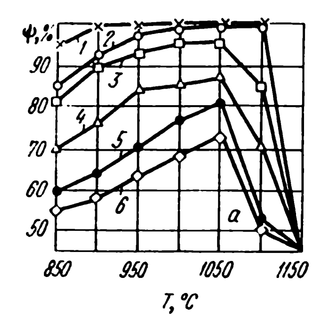


Fig. 260. Courbes de durcissement de l'acier 10Х11Н23Т3МР (ЭП33) [75, 76]. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — $1\cdot10^{-2}$; *2* — $5\cdot10^{-1}$; *3* — 1 ; *4* — 10 ; *5* — *50* ; *6* — 100



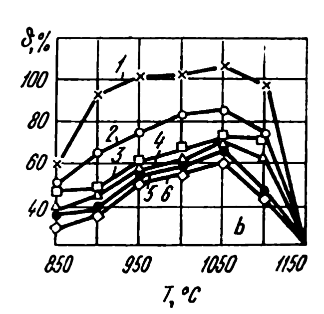


Fig. 261. Variation de ψ (*a*) et de δ (*b*) en fonction de la température de l'acier 10X11H23T3MP (ЭП 33) [75, 76]. Pour les notations voir la fig. 260

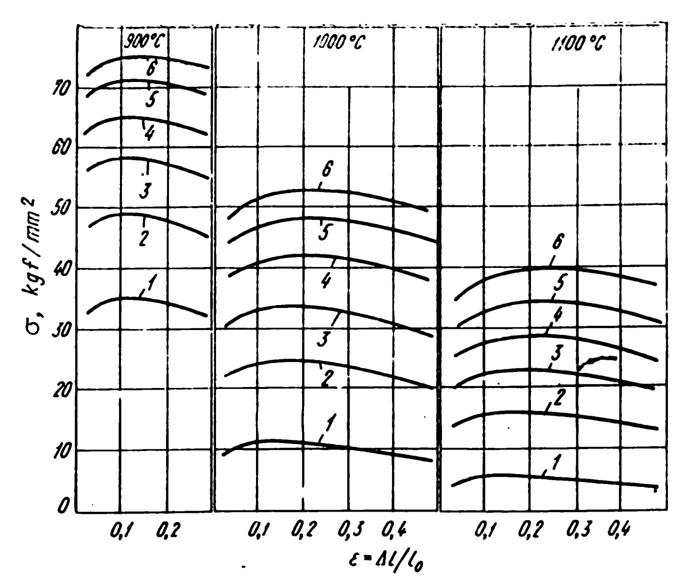


Fig. 262. Courbes de durcissement de l'alliage 36НХТЮМ (ЭП51) [75, 76]. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — $1 \cdot 10^{-2}$; *2* — $5 \cdot 10^{-1}$; *3* — 1 ; *4* — 10 ; *5* — 50 ; *6* — 100

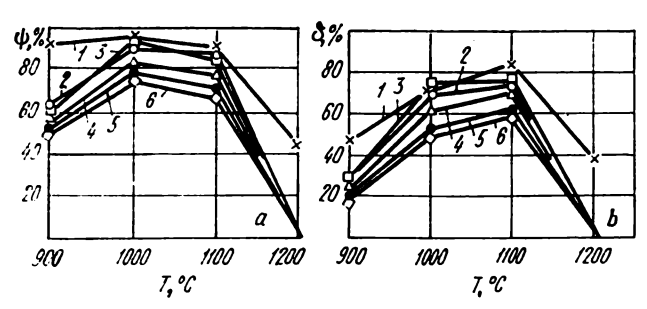


Fig. 263. Variation de ψ (*a*) et de δ (*b*) en fonction de la température de l'alliage 36НХТЮМ (ЭП51) [75, 76]. Pour les notations voir la fig. 262

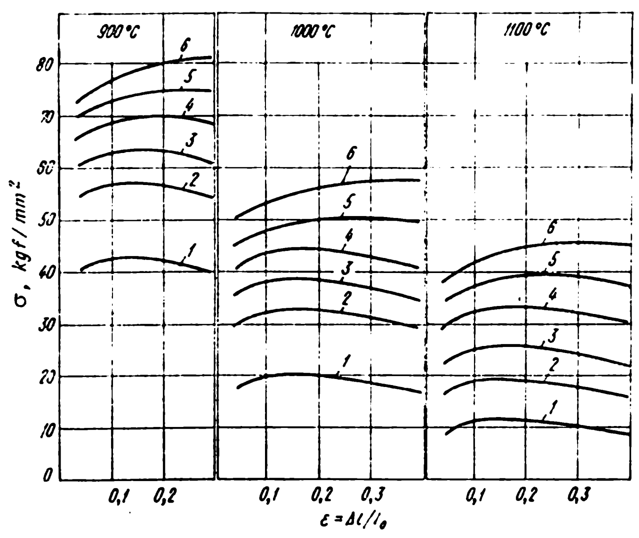


Fig. 264. Courbes de durcissement de l'alliage ЭП52 [75, 76]. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — $1 \cdot 10^{-2}$; *2* — $5 \cdot 10^{-1}$; *3* — 1; *4* — 10; *5* — 50; *6* — 100

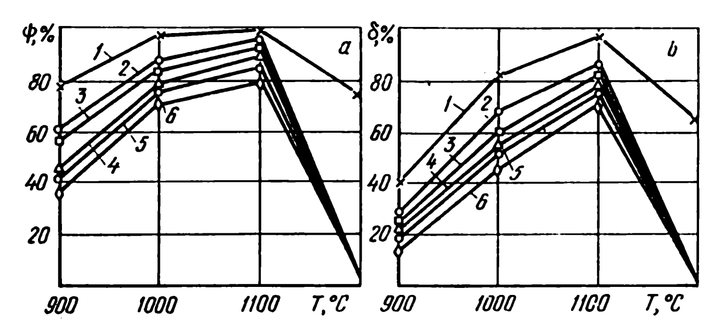


Fig. 265. Variation de ψ (*a*) et de δ (*b*) en fonction de la température de l'alliage ЭП 52 [75, 76]. Pour les notations voir la fig. 264

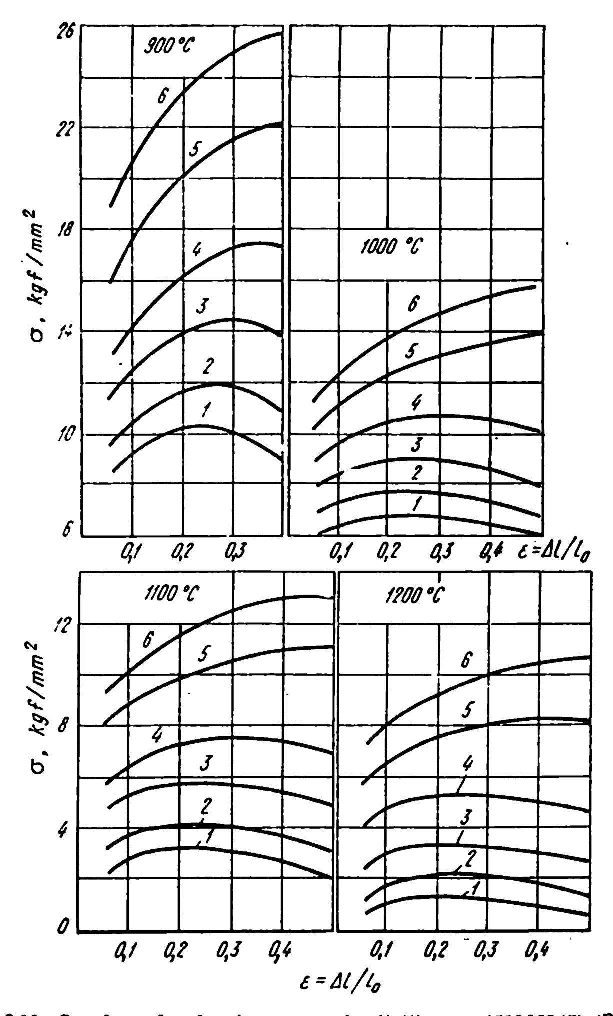


Fig. 266. Courbes de durcissement de l'alliage 08X22H6T (ЭП53) [75, 76]. Vitesse de déformation, s^{-1} :
1 — $1 \cdot 10^{-2}$; *2* — $5 \cdot 10^{-1}$; *3* — 1 ; *4* — 10 ; *5* — 50 ; *6* — 100

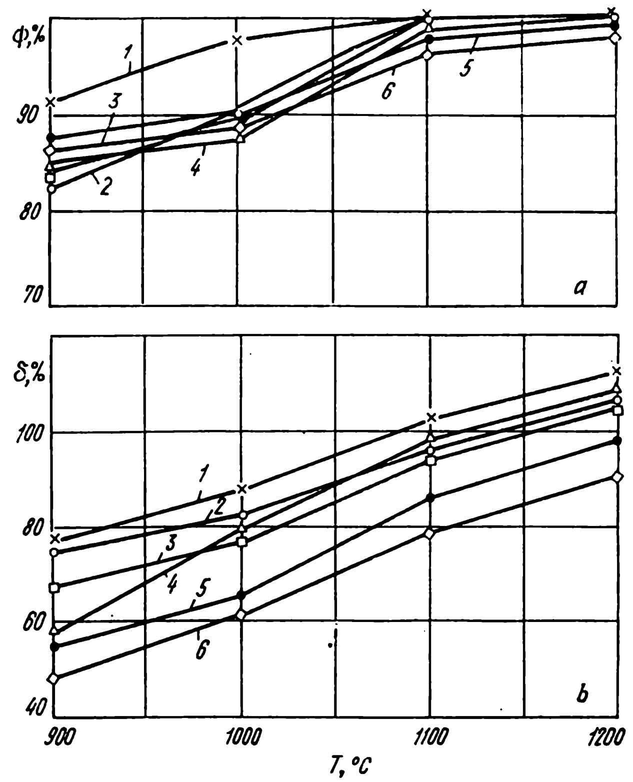


Fig. 267. Variation de ψ (*a*) et de δ (*b*) en fonction de la température de l'acier 08X22H6T (ЭП 53) [75, 76]. Pour les notations voir la fig. 266

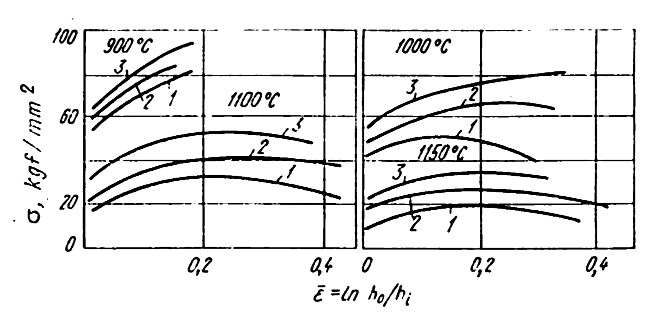


Fig. 268. Courbes de durcissement de l'alliage ЭП99 [74]. Vitesse de déformation, s^{-1} :
1 — 1; *2* — 10; *3* — 50

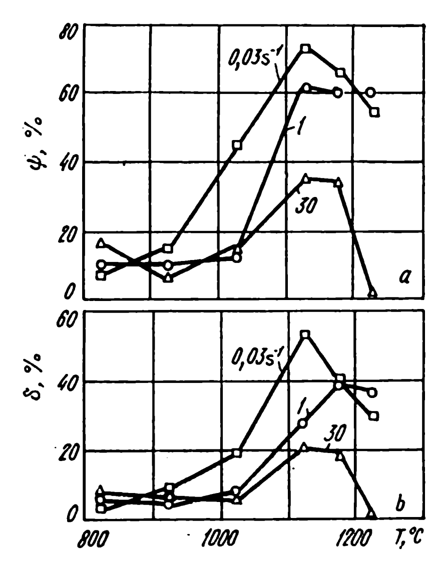


Fig. 269. Variation de ψ (*a*) et de δ (*b*) en fonction de la température de l'alliage HX56BMKЮ (ЭП109) [84]

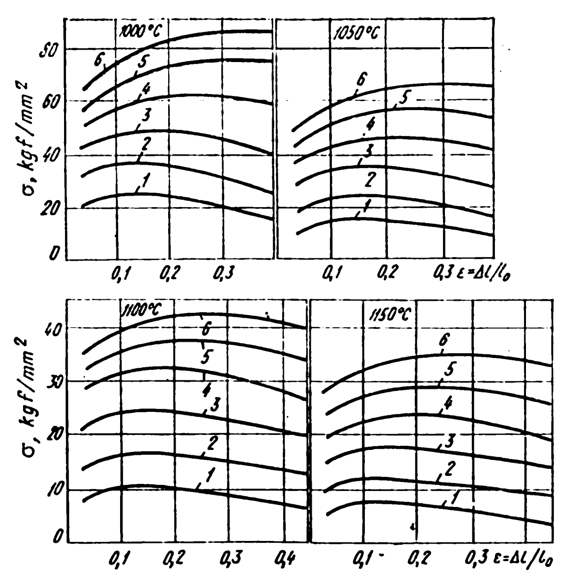


Fig. 270. Courbes de durcissement de l'alliage XH56BMTIO (ЭП199) [75, 76]. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — $1 \cdot 10^{-2}$; 2 — $5 \cdot 10^{-1}$; 3 — 1 ; 4 — 10 ; 5 — 50 ; 6 — 100

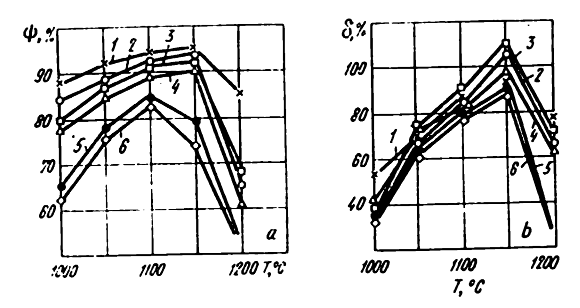


Fig. 271. Variation de ψ (a) et de δ (b) en fonction de la température de l'alliage XH56BMTIO (ЭП199) [75, 76]. Pour les notations voir la fig. 270

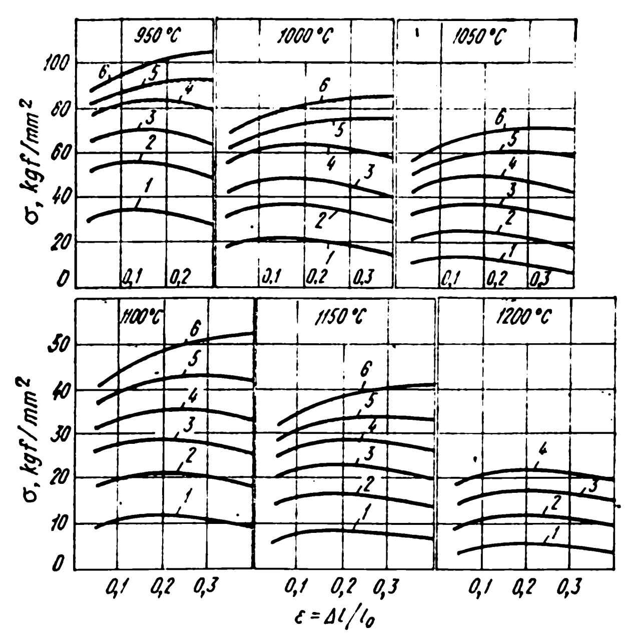


Fig. 272. Courbes de durcissement de l'alliage XH67MBTЮ (ЭП202) [75, 76]. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — $1 \cdot 10^{-2}$; *2* — $5 \cdot 10^{-1}$; *3* — 1 ; *4* — 10 ; *5* — 50 ; *6* — 100

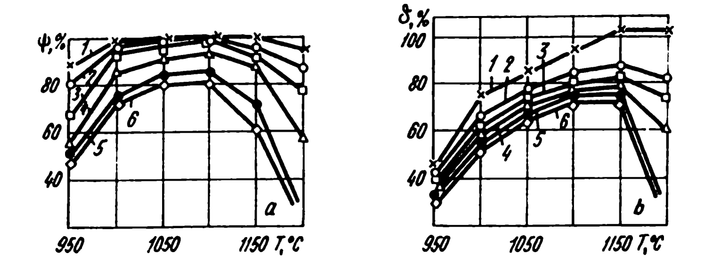


Fig. 273. Variation de ψ (*a*) et de δ (*b*) en fonction de la température de l'alliage XH67MBTЮ (ЭП202) [75, 76]. Pour les notations voir la fig. 272

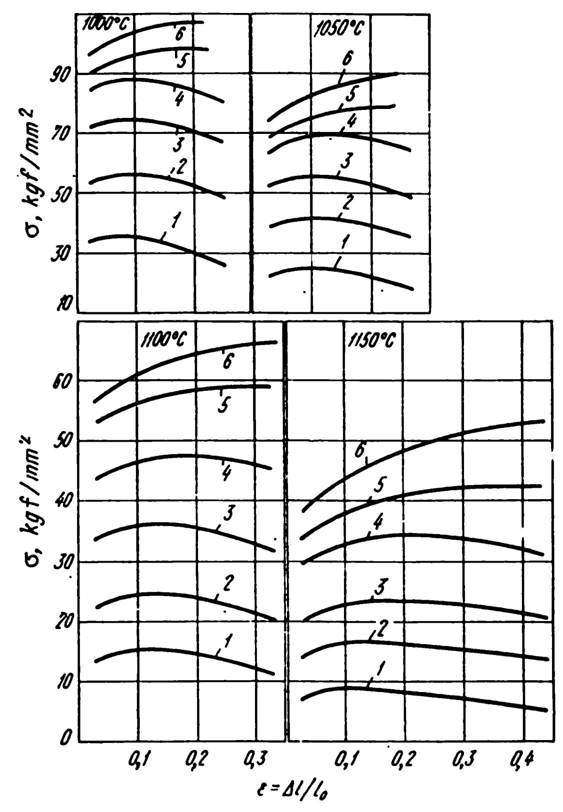


Fig. 274. Courbes de durcissement de l'alliage ЭП220 [75, 76]. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — $1 \cdot 10^{-2}$; *2* — $5 \cdot 10^{-1}$; *3* — 1 ; *4* — 10 ; *5* — 50 ; *6* — 100

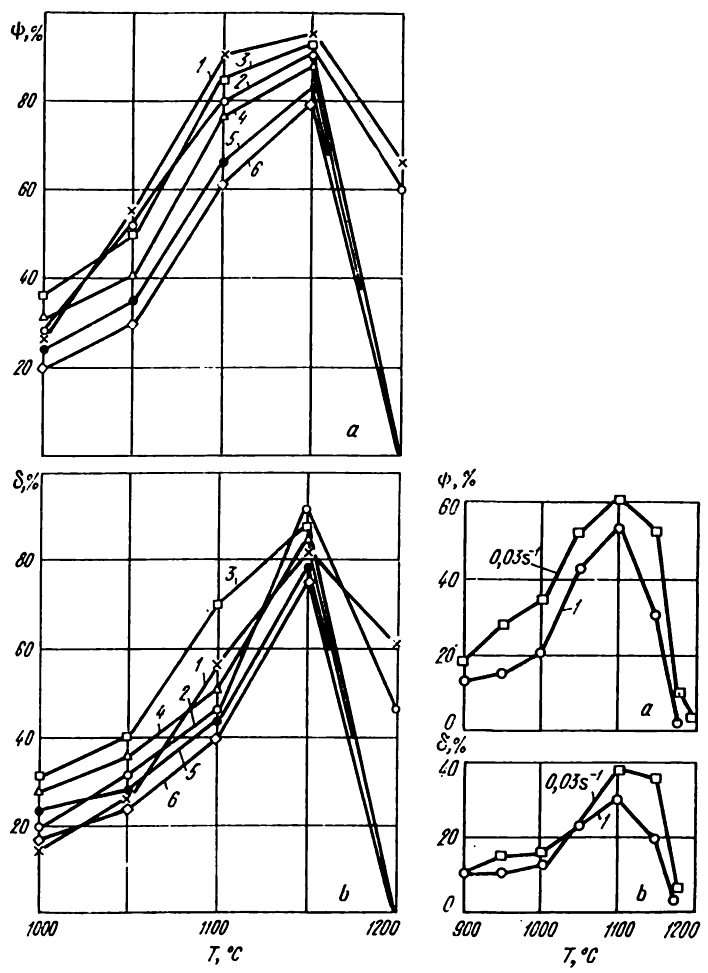


Fig. 275. Variation de ψ (*a*) et de δ (*b*) en fonction de la température de l'alliage ЭИ 220 [75, 76]. Pour les notations voir la fig. 274

Fig. 276. Variation de ψ (*a*) et de δ (*b*) en fonction de la température de l'alliage ЭП220 [84]

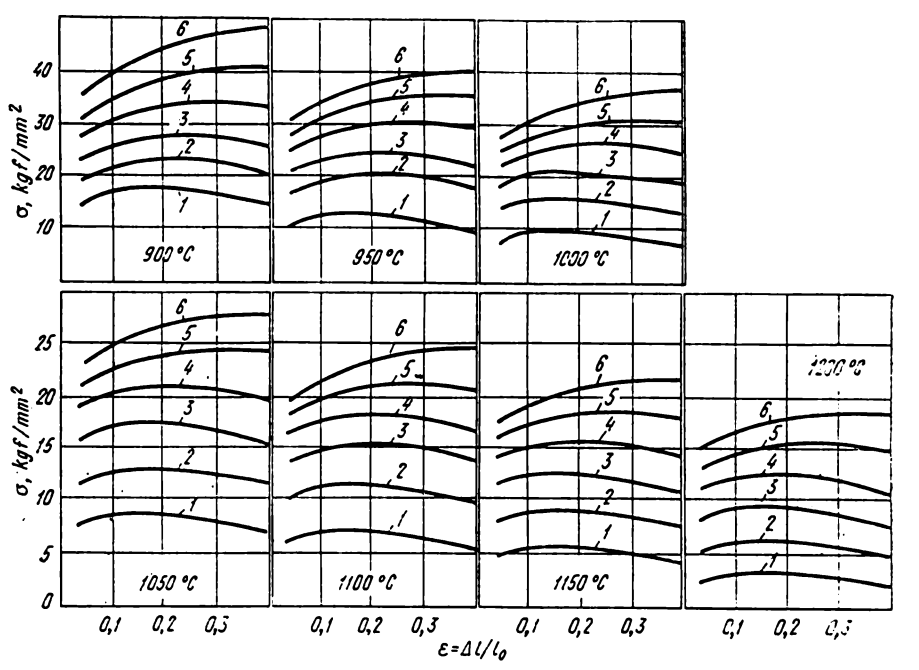


Fig. 277. Courbes de durcissement de l'acier ЭП311 [75, 76]. Vitesse de déformation, s^{-1} :
1 — $1\cdot10^{-2}$; 2 — $5\cdot10^{-1}$; 3 — 1; 4 — 10; 5 — 50; 6 — 100

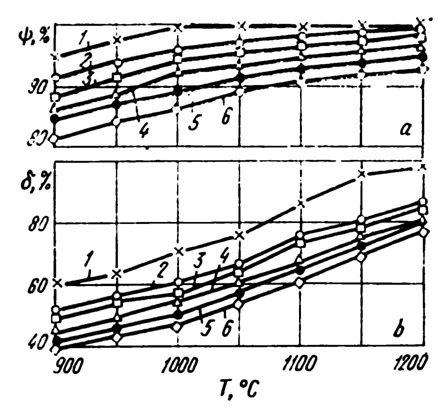


Fig. 278. Variation de ψ (*a*) et de δ (*b*) en fonction de la température de l'acier ЭП311 [75, 76]. Pour les notations voir la fig. 277

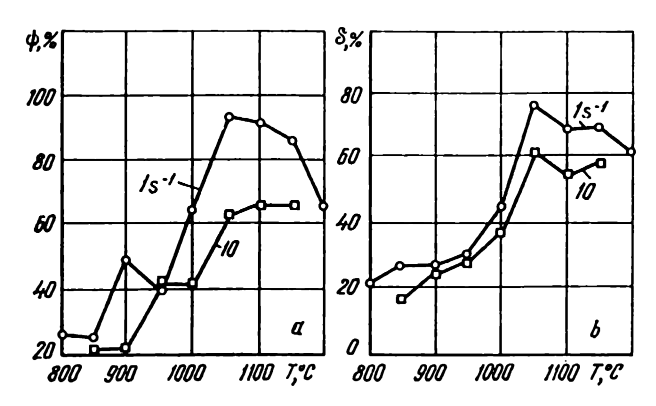


Fig. 279. Variation de ψ (*a*) et de δ (*b*) en fonction de la température de l'alliage ЭП487 [84] (0,05% C; 0,02% Mn; 0,10% Si; 9,90% Cr; 5,56% W; 5,48% Mo; 2,26% Ti; 0,33% V; 15,2% Co; 4,2% Al)

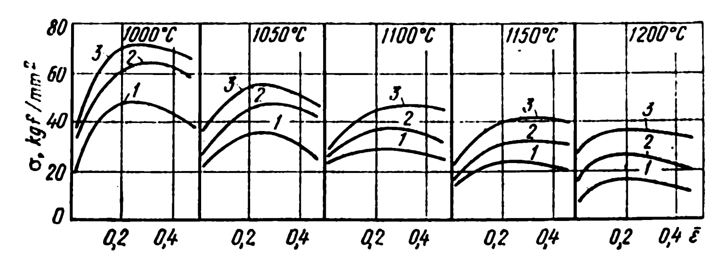


Fig. 280. Courbes de durcissement de l'alliage ЭП693ВД. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 – 0,5 ; 2 – 5 ; 3 – 25

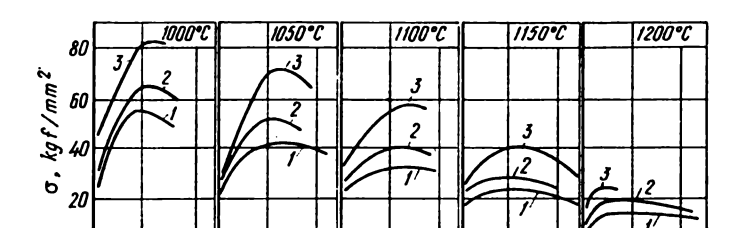


Fig. 281. Courbes de durcissement de l'alliage ЭП708ВД. Pour les notations voir la fig. 280

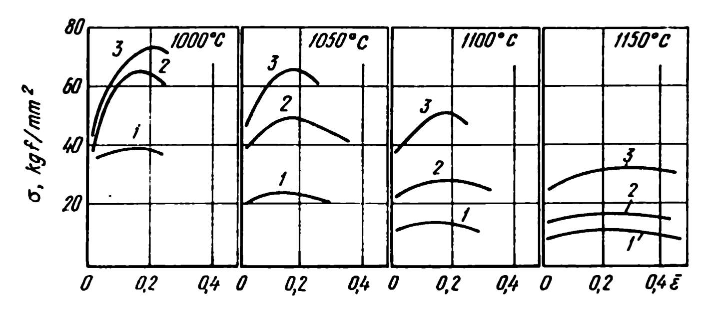


Fig. 282. Courbes de durcissement de l'alliage ЭП718ВД. Pour les notations voir la fig. 280

ALLIAGES D'ALUMINIUM

Sur les conditions des essais des alliages d'aluminium

Métal, alliage	Conditions des essais		Numéro de la figure, du tableau	Bibliographie	Description de la méthode (voir l'Annexe)	Caractéristique des propriétés mécaniques
	T_{es}, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}				
Al, %:						
99,99	20	10^{-4}-10^{5}	Fig. 283	[17]	+	σ
99,99	20-500	0,4-203	Fig. 284	[65]	+	σ
99,5	20-500	~10^{-4}; 10^{2}	Fig. 285	[51]	—	ψ
—	200-300	10^{-3}-6	Fig. 286	[28]	+	σ
—	(−196)÷÷(+400)	10^{-4}-$5 \cdot 10^{0}$	Fig. 287	[30]	+	σ
99,3	(−190)÷÷(+550)	4,38	Fig. 288	[91]	+	σ
99,55	300-500	1-30	Fig. 289	[92]	+	σ
—	320-500	0,5-60	Fig. 290	[93]	+	σ
—	(−50)÷÷(+450)	0,1-300	Fig. 291	[91, 95]	+	σ
99,5	20-480	0,25-63	Fig. 292	[97]	+	σ
99,5	20-500	1-200	Fig. 293	[57]	+	σ
99,7	18-500	0,1-10	Fig. 294	[67]	+	σ
99,5	(−75)÷÷(+600)	0,2-650	Fig. 295	[67]	+	σ

АМц	25-370	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 46	[51]	—	σ_t, $\sigma_{éc}$, δ
	20-500	10^{3}	Fig. 296	[46]	+	q
	250-500	$\sim 10^{-4}$; 10^{3}	Fig. 297	[50]	—	σ_t, δ, ψ, a_{ch}, n
	350-450	10^{-2}-200	Fig. 298	[57]	+	σ
	340-500	0,5-60	Fig. 299	[93]	+	σ
	300-550	1-30	Fig. 300	[92]	+	σ
АД31	200-450	10^{-2}-200	Fig. 301	[57]	+	σ
	360-480	$3 \cdot 10^{-3}$-14	Fig. 302	[94]	+	σ
АМг	25-370	10^{-4}	Tabl. 47	[51]	—	σ_t, $\sigma_{0,2}$, δ
	225-475	$\sim 10^{-4}$; 10^{-2}	Fig. 303	[50]	—	σ_t, δ, ψ, a_{ch}
	20-480	0,25-63	Fig. 304	[97]	+	σ
АМг2	300-500	1-30	Fig. 305	[92]	+	σ
	20-480	0,25-63	Fig. 306	[97]	+	σ
АМг3	20-480	0,25-63	Fig. 307	[97]	+	σ
	350-450	10^{-2}-200	Fig. 308	[57]	+	σ
АМг4	20-480	0,25-63	Fig. 309	[97]	+	σ
	20-480	0,25-63	Fig. 310	[97]	+	σ
АМг5	300-500	1-30	Fig. 311	[92]	+	σ
	350-450	10^{-2}-200	Fig. 312	[57]	+	σ
АМг5В	300-450	0,5-60	Fig. 313	[93]	—	σ
АМг5Т	20-300	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 48	[43]	+	σ_t, $\sigma_{0,2}$, δ, E
АМг6	150-300	$\sim 10^{-2}$	Tabl. 49	[51]	—	σ_t, $\sigma_{éc}$, δ
	320-460	0,5-60	Fig. 314	[93]	—	σ
	200-450	10^{-2}-200	Fig. 315	[57]	+	σ

Suite

Métal, alliage	Conditions des essais		Numéro de la figure, du tableau	Bibliographie	Description de la méthode (voir l'Annexe)	Caractéristique des propriétés mécaniques
	$T_{és}$, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}				
AMr2-AMr7	20	$\sim 10^{-4}$	Fig. 316	[97]	+	σ_t, $\sigma_{0,2}$, δ, ψ
AK2	25-370	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 50	[51]	—	σ_t, $\sigma_{éc}$, δ
AK4	20-350	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 51	[51]	—	σ_t, δ
	300-500	$\sim 10^{-2}$	Fig. 317	[46]	+	q
	300-500	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{3}$	Fig. 318	[50]	—	σ_t, δ, ψ, a_{ch}, ε
AK4-1	20-375	$\sim 10^{4}$	Tabl. 52	[51]	—	σ_t, δ
AK4-1	300-500	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{3}$	Fig. 319	[50]	—	σ_t, δ, ψ, a_{ch}, ε
AK6	200-450	10^{-2}-200	Fig, 320	[57]	+	σ
	200-500	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Fig. 321	[50]	—	σ_t, ψ, δ, a_{ch}, ε
	20-500	10^{2}	Fig. 322	[46]	+	q
	150-300	0,01-40	Fig. 323	[98]	+	ψ, δ
	350-500	10^{-4}	Tabl. 53	[51]	—	σ_t, ψ
AK8	20-375	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 54	[51]	—	σ_t, δ
	20-370	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 55	[51]	—	σ_t, ψ, δ
	350-450	10^{-2}-200	Fig, 324	[57]	+	σ
	200-500	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Fig. 325	[40]	—	σ_t, a_{ch}, ψ, δ, ε
	300-500	1-30	Fig. 326	[92]	+	σ
	350-500	0,4-311	Fig. 327	[65]	+	σ
AB	25-370	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 56	[51]	—	σ_t, $\sigma_{éc}$, δ
	300-550	1-30	Fig. 328	[92]	+	σ

АВТ-1	20-375	10^{-4}	Tabl. 57	[51]	—	σ_t, δ
АВВ	150-450	10^{-2}-200	Fig. 329	[57]	+	σ
САВ6	350-450	10^{-2}-200	Fig. 330	[57]	+	σ
1915	350-450	10^{-2}-200	Fig. 331	[57]	+	σ
ВД17	200-500 150-350	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$ $\sim 10^{-4}$	Fig. 332 Tabl. 58	[50] [51]	— —	σ_t, δ, ψ, a_{ch}, ε σ_t, $\sigma_{\acute{e}c}$, δ
Д1	20-370 350-450 200-500	$\sim 10^{-4}$ 10^{-2}-200 0,2-100	Tabl. 59 Fig. 333 Fig. 334	[51] [57] [67]	— + +	σ_t, ψ, δ σ σ
Д16	300-500 150-450 360-480 (—80) ÷ ÷ (+390) 20-300 20-370	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$ 10^{-2}-200 $3 \cdot 10^{-2}$-14 $\sim 10^{-4}$ $\sim 10^{-4}$ $\sim 10^{-4}$	Fig. 335 Fig. 336 Fig. 337 Fig. 338 Tabl. 60 Tabl. 61	[40] [57] [94] [95] [43] [51]	+ + + + + +	σ_t, ψ, δ, a_{ch}, ε σ σ σ σ_t, $\sigma_{0,2}$, δ, E σ_t, ψ, δ
Д16АТН	20-300	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 62	[43]	+	σ_t, $\sigma_{0,2}$, δ, E
Д16АТ1Н1	20-300	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 63	[43]	+	σ_t, $\sigma_{0,2}$, δ, E
Д16АТ	20-300	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 64	[43]	+	σ_t, $\sigma_{0,2}$, δ, E
Д18П	20-300	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 65	[43]	+	σ_t, $\sigma_{0,2}$, δ, ψ, τ_{cis}
Д19	20-300	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 66	[43]	+	σ_t, $\sigma_{0,2}$, δ, ψ, τ_{cis}

Suite

Métal, alliage	Conditions des essais		Numéro de la figure, du tableau	Bibliographie	Description de la méthode (voir l'Annexe)	Caractéristique des propriétés mécaniques
	T_{es}, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}				
Д20	20-400	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 67	[51]	—	σ_t, δ
	20-300	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 68	[43]	+	σ_t, $\sigma_{0,2}$, δ, E
B93	350-450	10^{-2}-200	Fig. 339	[57]	+	σ
	150-500	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Fig. 340	[50]	—	σ_t, ψ, δ, a_{ch}, ε
	200-500	$\sim 10^{2}$	Fig. 341	[40]	+	q
B94	20-150	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 69	[43]	+	σ_t, $\sigma_{0,2}$, δ, ψ, τ_{cis}
B95	200-450	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Fig. 342	[50]	—	σ_t, $\sigma_{0,2}$, δ, ψ, τ_{cis}
	300-500	$\sim 10^{2}$	Fig. 343	[46]	+	q
	20-300	$\sim 10^{-4}$	Fig. 344	[40]	+	σ
	400-550	0,4-311	Fig. 345	[65]	+	σ
	350-450	10^{-2}-200	Fig. 346	[57]	+	σ
	360-480	$3 \cdot 10^{-2}$-14	Fig. 347	[94]	+	σ
B95T	20-375	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 70	[51]	—	σ_t, δ
B95AT	20-300	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 71	[43]	+	σ_t, $\sigma_{0,2}$, δ, E
B95-4	350-450	10^{-2}-200	Fig. 348	[57]	+	σ
B96	200-450	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Fig. 349	[50]	—	σ_t, a_{ch}, δ, ψ, n
САП1	350-450	10^{-2}-200	Fig. 350	[57]	+	σ

Fig. 283. Courbes de durcissement de l'aluminium de haute pureté (99,99%) à 20 °C soumis à la déformation dynamique [17] :

1 — essais statiques; *2* — 10; *3* — 100; *4* — 1000; *5* — 10000 s^{-1}

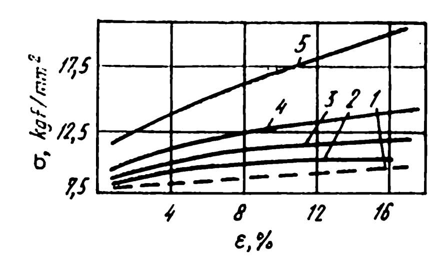


Fig. 284. Courbes de durcissement de l'aluminium de haute pureté (99,99%) soumis à la compression plane [65]. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — 0,4; *2* — 2; *3* — 9; *4* — 41; *5* — 101; *6* — 203

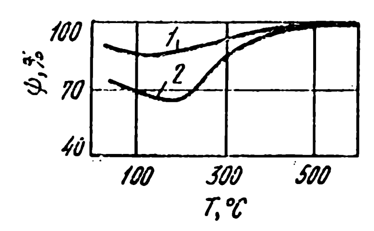


Fig. 285. Plasticité de l'aluminium coulé pur commercial soumis à la déformation statique (*1*) et dynamique (*2*) [51]

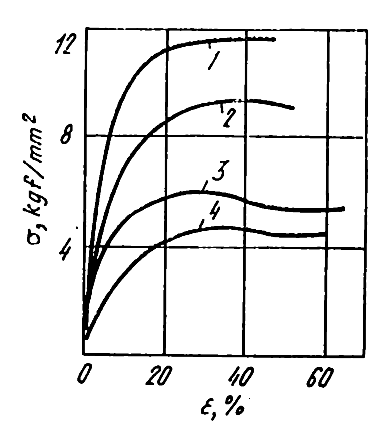


Fig. 286. Courbes de durcissement de l'aluminium dans la gamme de températures de 200 à 300 °C [28] :

Courbe	Température, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}
1	200	6
2	200	$6 \cdot 10^{-2}$
3	300	$6 \cdot 10^{-1}$
4	300	$6 \cdot 10^{-3}$

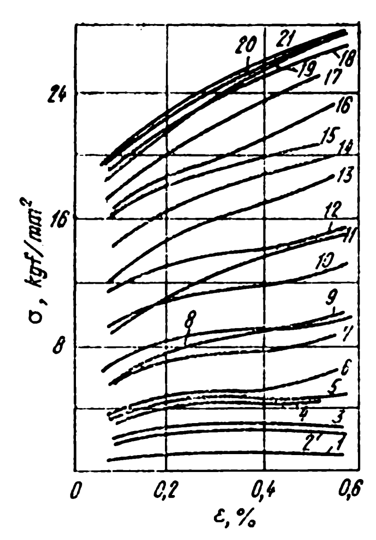
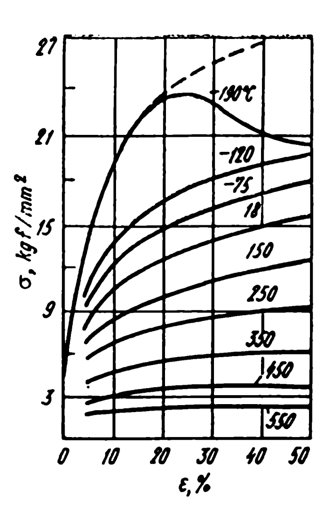


Fig. 287. Courbes de durcissement de l'aluminium dans la gamme de températures de −196 à +400 °C [30] :

Courbe	Température, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}	Courbe	Température, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}
1	400	$5\cdot10^{-4}$	*11*	200	$5\cdot10^{0}$
2	300	$5\cdot10^{-4}$	*12*	20	$5\cdot10^{-4}$
3	400	$5\cdot10^{-2}$	*13*	100	$5\cdot10^{0}$
4	200	$5\cdot10^{-4}$	*14*	20	$5\cdot10^{-2}$
5	300	$5\cdot10^{-2}$	*15*	−100	$5\cdot10^{-4}$
6	400	$5\cdot10^{0}$	*16*	20	$5\cdot10^{0}$
7	200	$5\cdot10^{-2}$	*17*	−100	$5\cdot10^{-2}$
8	300	$5\cdot10^{0}$	*18*	−196	$5\cdot10^{-4}$
9	100	$5\cdot10^{-4}$	*19*	−100	$5\cdot10^{0}$
10	100	$5\cdot10^{-2}$	*20*	−196	$5\cdot10^{-4}$
			21	−196	$5\cdot10^{0}$

Fig. 288. Variation de σ de l'aluminium (99,3%) pour $\dot{\varepsilon} = 4,38\ s^{-1}$ [91]



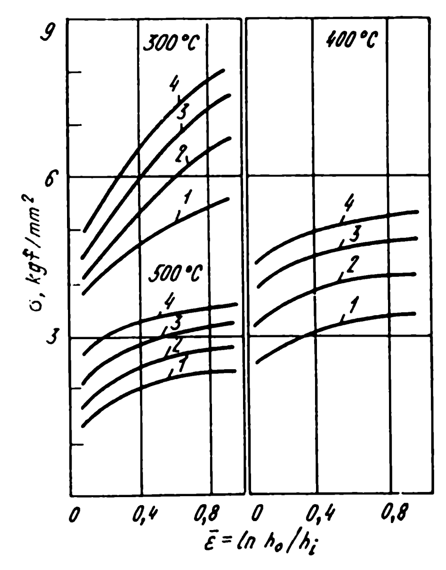


Fig. 289. Courbes de durcissement de l'aluminium (99,55%) dans la gamme de températures de 300 à 500 °C [92]. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 – 1 ; 2 – 10 ; 3 – 20 ; 4 – 30

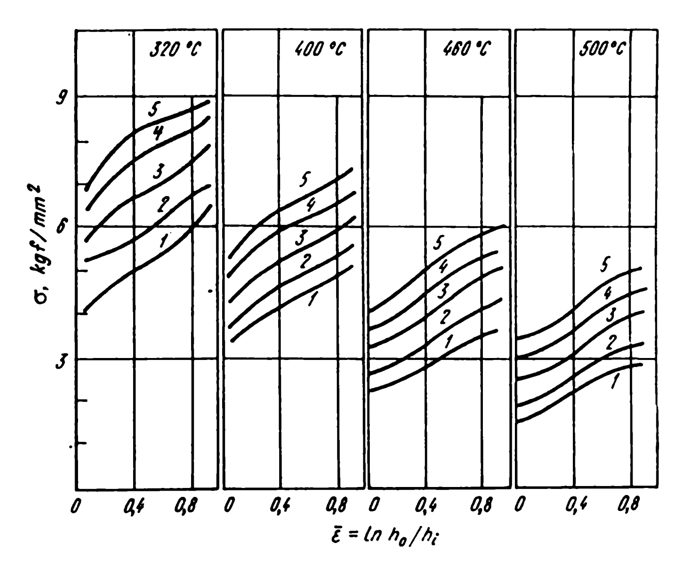


Fig. 290. Courbes de durcissement de l'aluminium pur commercial [93]. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — 0,5; *2* — 5; *3* — 20; *4* — 40; *5* — 60

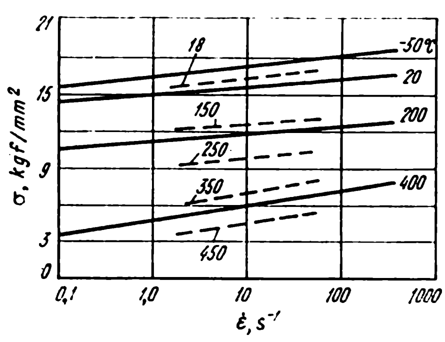


Fig. 291. Comparaison des résultats des ouvrages [91] et [95] concernant l'aluminium pur commercial :

lignes en traits pleins — selon [95] ; lignes en pointillé — selon [91]

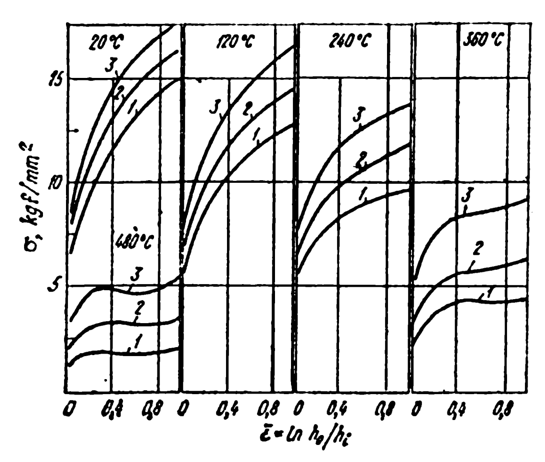


Fig. 292. Courbes de durcissement de l'aluminium (99,5%) [97]. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — 0,25 ; *2* — 4 ; *3* — 63

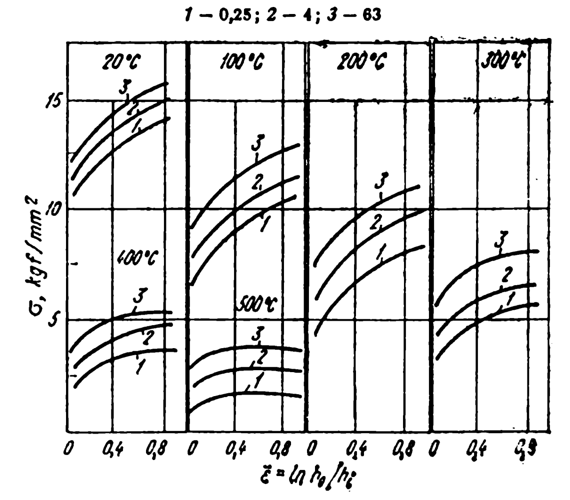


Fig. 293. Courbes de durcissement de l'aluminium АД1 (99,5%) [57]. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1—1 ; *2*—10 ; *3*—200 (à l'état comprimé à chaud)

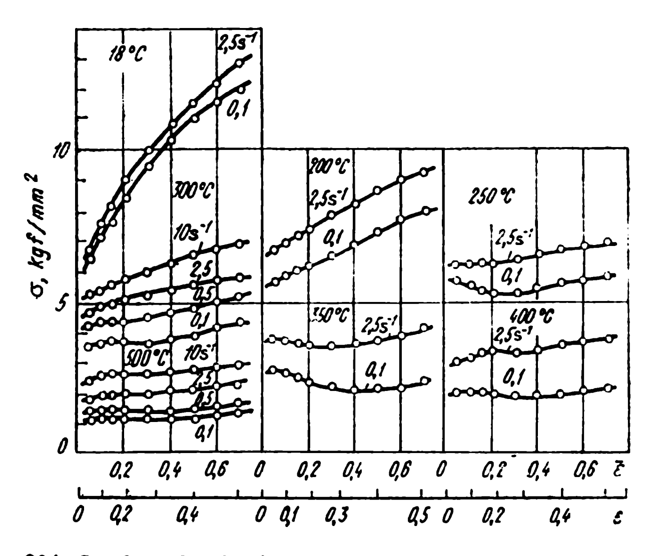


Fig. 294. Courbes de durcissement de l'aluminium (99,7%) [67]. Dimensions des éprouvettes — 12 × 18 mm (les éprouvettes sont comprimées à chaud et soumises à recuit après tréfilage)

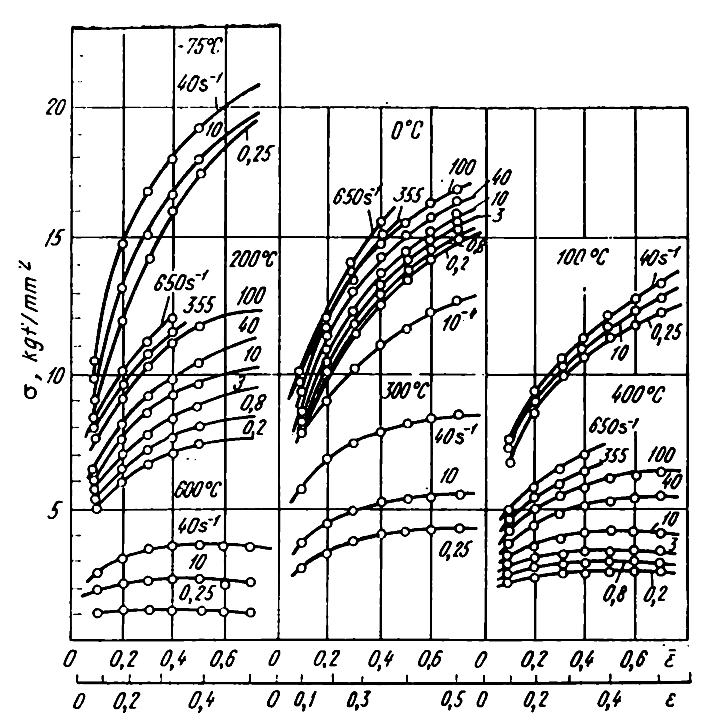


Fig. 295. Courbes de durcissement de l'aluminium (99,5%) soumis à la déformation dynamique [67] après tréfilage et recuit

Propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium АМц (charge statique [31])

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	$\sigma_{0,2}$, kgf/mm²	δ, %
25	11,5	4,0	40
150	8	3,5	47
200	5,5	3	50
260	4	2,5	60
315	3	2	60
370	2	1,5	60

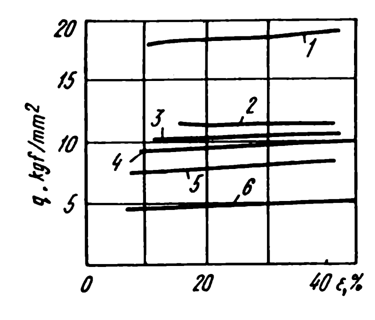


Fig. 296. Courbes de durcissement de l'alliage АМц dans le cas de l'aplatissement sur la sonnette [46]. Température de l'essai, °C : *1* — 20; *2* — 300; *3* — 350; *4* — 400; *5* — 450; *6* — 500

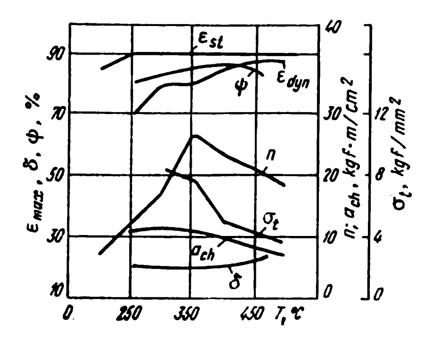


Fig. 297. Propriétés mécaniques de l'alliage АМц en état pressé [50]

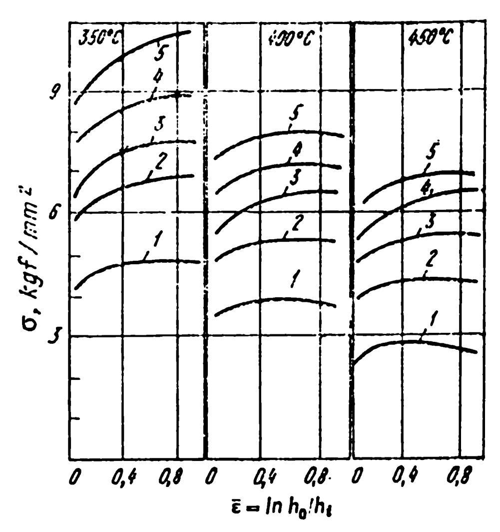


Fig. 298. Courbes de durcissement de l'alliage АМц (1,3% Mn) en état pressé à chaud [57]. Vitesse de déformation, s^{-1}:

1 — 0,01 ; *2* — 1 ; *3* — 10 ; *4* — 100 ; *5* — 200

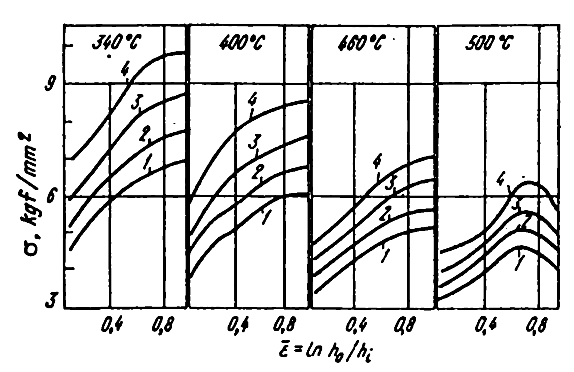


Fig. 299. Courbes de durcissement de l'alliage АМц [93]. Vitesse de déformation, s^{-1}:

1 — 0,5 ; *2* — 5 ; *3* — 20 ; *4* — 60

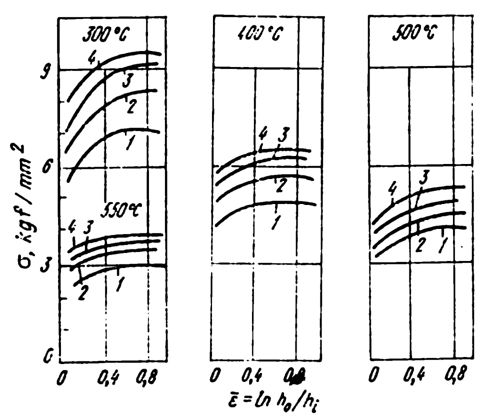


Fig. 300. Courbes de durcissement de l'alliage АМц [92] (1,36% Mn; 0,30% Si; 0,33% Fe; 0,04% Cu) après laminage à froid et recuit. Vitesse de déformation, s^{-1}:

1 — 1; *2* — 10; *3* — 20; *4* — 30

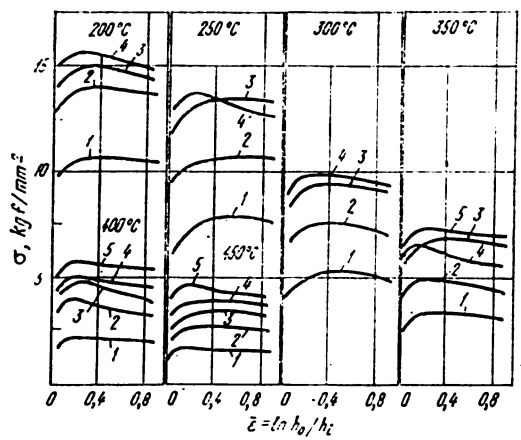


Fig. 301. Courbes de durcissement de l'alliage АД31 [57] (0,6% Mg; 0,5% Si; 98,0% Al) après laminage à chaud et recuit. Vitesse de déformation, s^{-1}:

1 — 0,01; *2* — 1; *3* — 10; *4* — 100; *5* — 200

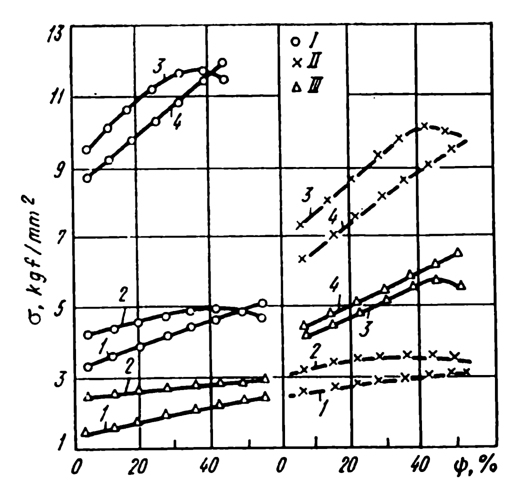


Fig. 302. Courbes de durcissement de l'alliage АД31 [94] à la température de 360 (*I*), 420 (*II*) et 480 °C (*III*). Vitesse de déformation, s^{-1} :
1 — $3 \cdot 10^{-2}$; *2* — $14 \cdot 10^{-2}$; *3* — 4; *4* — 14

Tableau 47

Propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium АМг (charge statique [51])

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	$\sigma_{0,2}$, kgf/mm²	δ, %
25	20,5	10	30
150	16,0	9,5	55
200	12,5	8	65
260	8,5	5,5	100
315	5,5	3	105
370	3,5	2	120

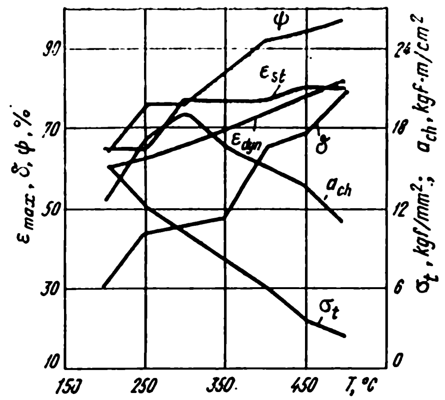


Fig. 303. Propriétés mécaniques de l'allia ge AMr [50]

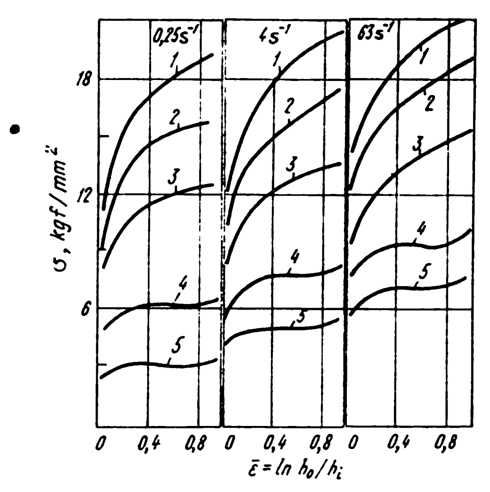


Fig. 304. Courbes de durcissement de l'alliage AMr [97] (0,9% Mg; 0,11% Si; 0,27% Fe; 0,14% Cr) après déformation et recuit. Température de l'essai, °C :

1 — 20; 2 — 120; 3 — 240; 4 — 360; 5 — 480

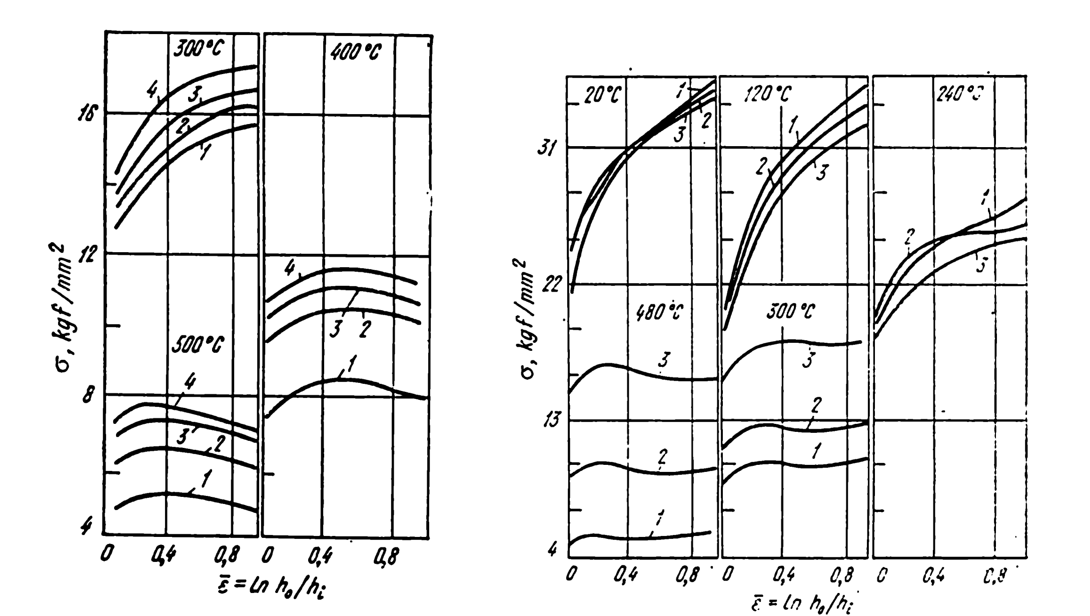


Fig. 305. Courbes de durcissement de l'alliage AMr2 [92] (0,06% Cu; 0,17% Mn; 2,35% Mg; 0,22% Si; 0,32% Fe) après laminage à froid. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — 1; 2 — 10; 3 — 20; 4 — 30

Fig. 306. Courbes de durcissement de l'alliage AMr2 [97] (0,065% Cu; 0,81% Mn; 2,45% Mg; 0,12% Si; 0,18% Fe) après déformation et recuit. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — 0,25; 2 — 4; 3 — 63

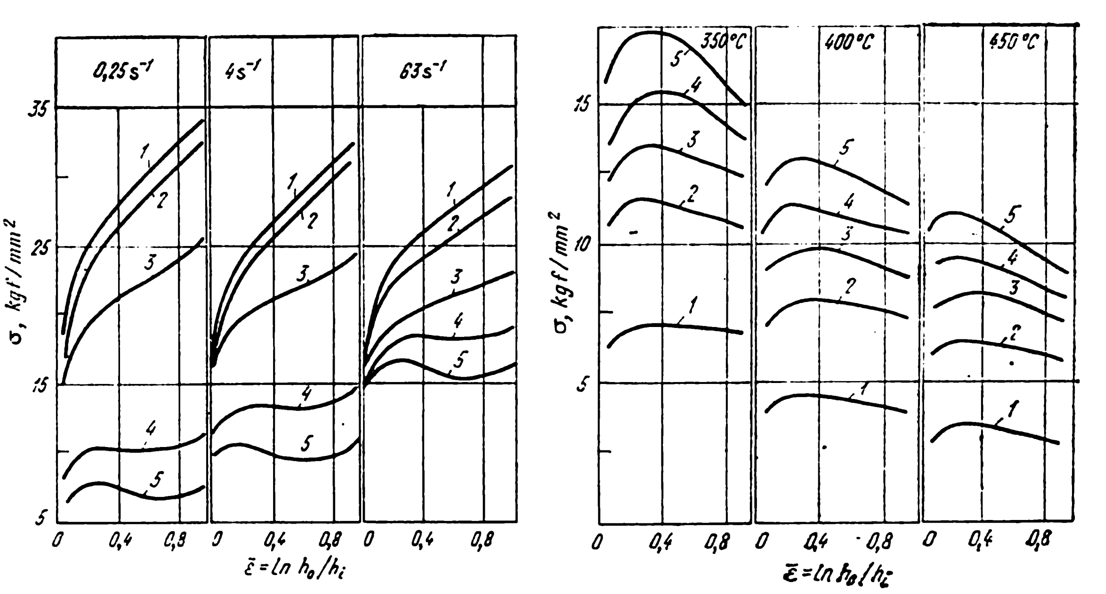


Fig. 307. Courbes de durcissement de l'alliage AMr3 [97] (0,068% Cu ; 0,04% Mn ; 2,74% Mg ; 0,10% Si ; 0,19% Fe) après déformation et recuit. Température de l'essai, °C :

1 — 20 ; 2 — 120 ; 3 — 240 ; 4 — 360 ; 5 — 480

Fig. 308. Courbes de durcissement de l'alliage AMr3 [57] (3,6% Mg ; 0,4% Mn ; 0,4% Si ; 95,1% Al) après pressage à chaud et recuit. Vitesse de déformation, s^{-1}:

1 — 0,01 ; 2 — 1 ; 3 — 10 ; 4 — 100 ; 5 — 200

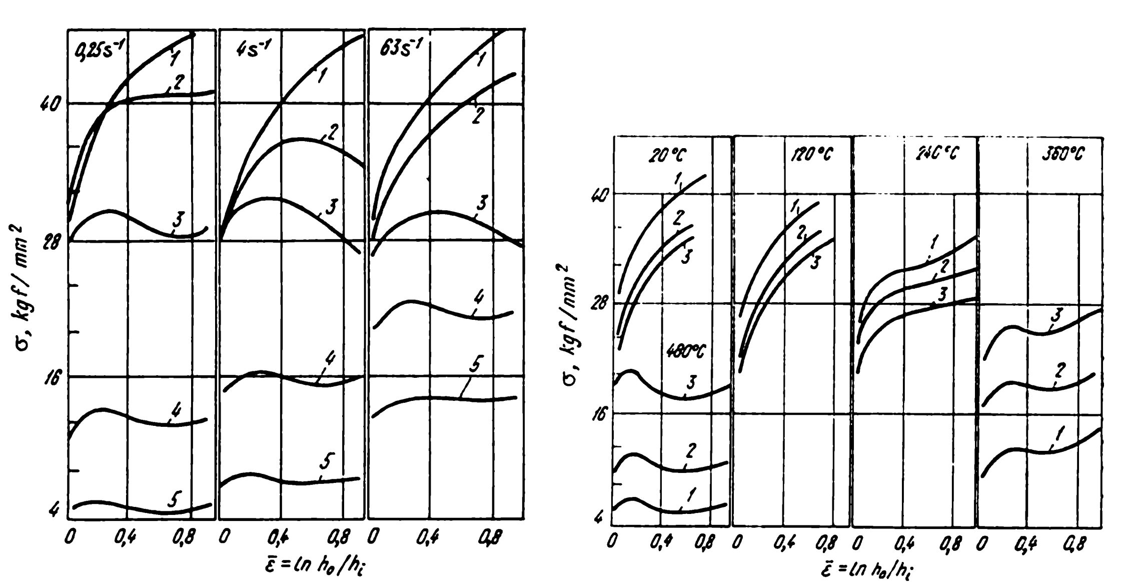


Fig. 309. Courbes de durcissement de l'alliage du type AMr4 [97] (0,01% Cu ; 0,77% Mn ; 4,41% Mg ; 0,10% Si ; 0,6% Fe ; 0,13 % Cr). Température de l'essai, °C :

1 — 20 ; *2* — 120 ; *3* — 240 ; *4* — 360 ; *5* — 480

Fig. 310. Courbes de durcissement de l'alliage du type AMr5 [97] (0,036% Cu ; 0,04% Mn ; 4,83% Mg ; 0,15% Si ; 0,22% Fe ; 0,14% Cr). Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — 0,25 ; *2* — 4 ; *3* — 63

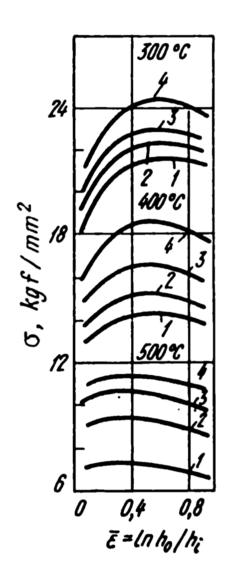
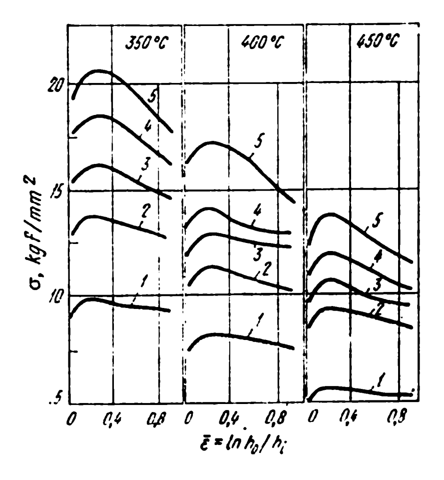


Fig. 311. Courbes de durcissement de l'alliage du type AMr5 [92] (0,1% Cu ; 0,19% Mn ; 5,11% Mg ; 0,21% Si ; 0,29% Fe). Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 – 1 ; *2* – 10 ; *3* – 20 ; *4* – 30



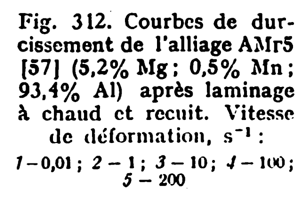


Fig. 312. Courbes de durcissement de l'alliage AMr5 [57] (5,2% Mg ; 0,5% Mn ; 93,4% Al) après laminage à chaud et recuit. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 – 0,01 ; *2* – 1 ; *3* – 10 ; *4* – 100 ; *5* – 200

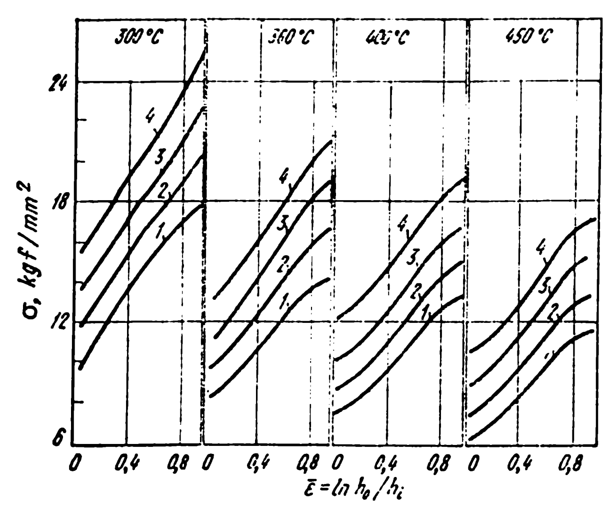


Fig. 313. Courbes de durcissement de l'alliage AMr5B [93]. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 – 0,5 ; *2* – 5 ; *3* – 20 ; *4* – 60

Tableau 48

Propriétés mécaniques de l'alliage AMr5T (charge statique de traction [43])

Température de l'essai, °C	E	σ_t	$\sigma_{0,2}$	$\delta_{11,3\sqrt{F}}$, %
	kgf/mm²			
20	6800	32,5	17,0	24
100	6200	30,5	15,0	31
150	5800	25,0	13,5	37
200	5550	19,5	12,5	43
250	5200	16,0	10,5	45
300	4400	14,0	9,5	48

Nota. Une tôle d'épaisseur de 1,5 mm après recuit.

Propriétés mécaniques de l'alliage AMr6 (charge statique [51])

Température de l'essai, °C	σ_t	$\sigma_{éc}$	δ, %
	kgf/mm²		
150	25,0	13,5	37
200	19,5	12,5	43
250	16,0	10,5	45
300	13,0	8,0	48

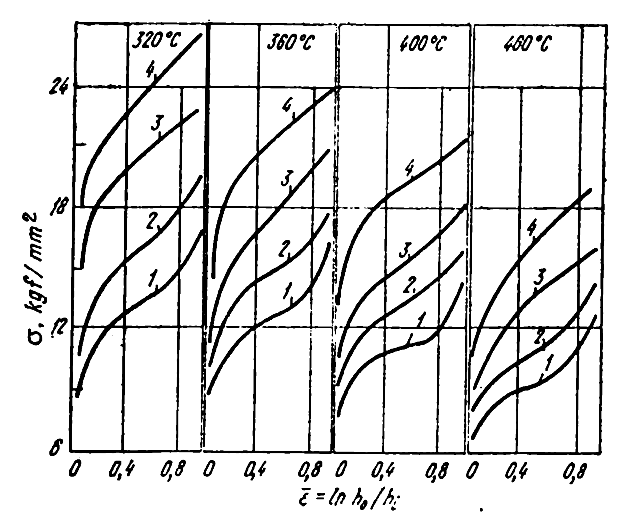


Fig. 314. Courbes de durcissement de l'alliage AMr6 [93]. Pour les notations voir la fig. 313

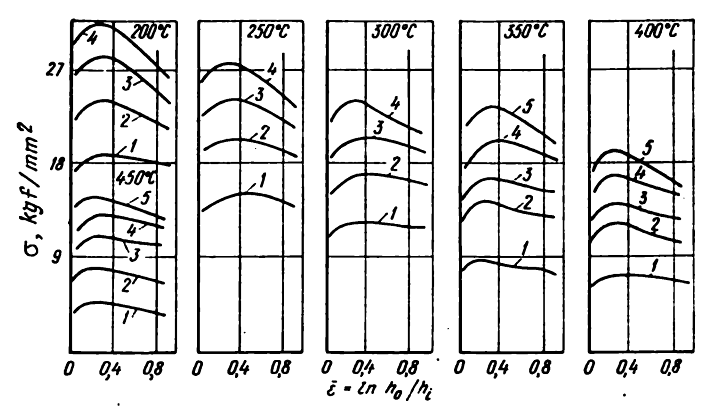


Fig. 315. Courbes de durcissement de l'alliage AMr6 [57] (6,2% Mg; 0,65% Mn; 92,2% Al) après pressage à chaud et recuit. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 – 0,01 ; *2* – 1 ; *3* – 10 ; *4* – 100 ; *5* – 200

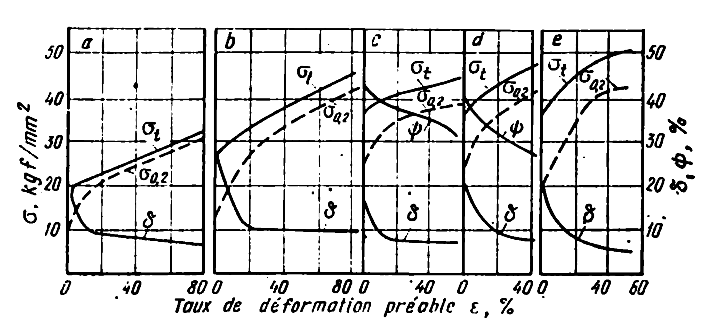


Fig. 316. Propriétés mécaniques du fil en alliages Al-Mg à 20 °C soumis à la charge statique en fonction du taux de déformation préalable [98] :

a – AMr2 ; *b* – AMr3 ; *c* – AMr4 ; *d* – AMr5 ; *e* – AMr6

Tableau 50

Propriétés mécaniques de l'alliage AK2 aux températures élevées [51]

Température de l'essai, °C	σ_t (kgf/mm²)	$\sigma_{éc}$ (kgf/mm²)	δ, %	Température de l'essai, °C	σ_t (kgf/mm²)	$\sigma_{éc}$ (kgf/mm²)	δ, %
25	44,5	38,3	17	260	8	5	32
150	34,5	31,0	20	370	3	2	85

Tableau 51

Propriétés mécaniques de l'alliage AK4 à des températures élevées [51]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %
20	39	9,5	200	32	8,5
50	38,5	9,5	250	25,5	8
100	37,5	9,4	300	16	11
150	36	9	350	6,5	34

Nota. Une bande pressée; trempe et durcissement artificiel.

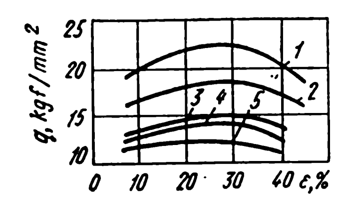


Fig. 317. Courbes de durcissement de l'alliage AK4 obtenues lors des essais de compression sur la sonnette [46]. Température de l'essai, °C : *1* – 300; *2* – 350; *3* – 400; *4* – 450; *5* – 500

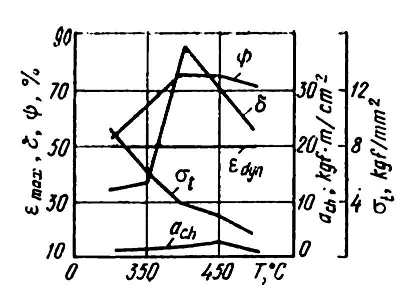


Fig. 318. Propriétés mécaniques de l'alliage AK4 à des températures élevées [50]

Tableau 92

Propriétés mécaniques de l'alliage AK4-1 à des températures élevées [51]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %
20	45	10,0	250	24	20
100	44	11	300	16	29
150	40	12	350	9	45
200	33	15	375	4,5	53

Nota. Une barre pressée; trempe et durcissement artificiel.

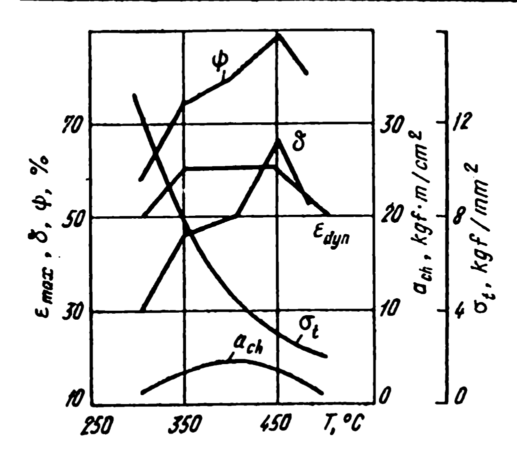


Fig. 319. Propriétés mécaniques de l'alliage AK4-1 à des températures élevées [50]

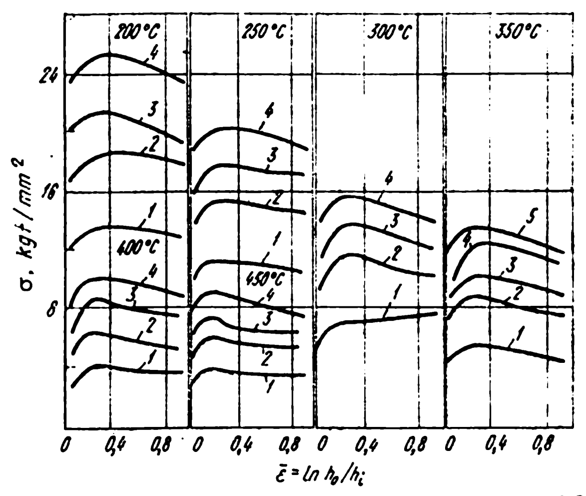


Fig. 320. Courbes de durcissement de l'alliage AK6 [57] (2,2% Cu ; 0,5% Mg ; 0,7% Mn ; 1,1% Si) après pressage à chaud et recuit. Vitesse de déformation, s^{-1} : 1 – 10^{-2} ; 2 – 1 ; 3 – 10 ; 4 – 100 ; 5 – 200

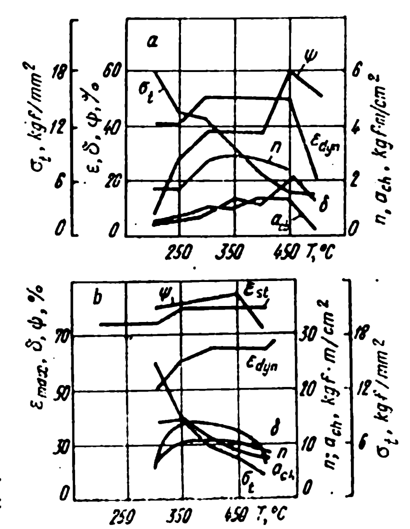


Fig. 321. Propriétés mécaniques de l'alliage AK6 en état coulé (*a*) et déformé (*b*) [50]

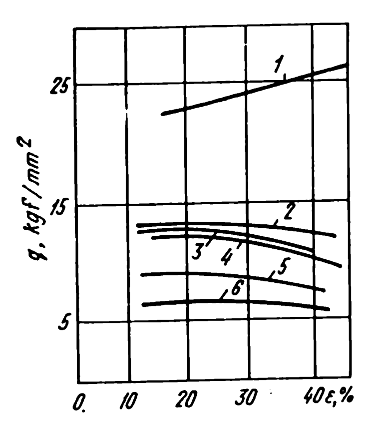


Fig. 322. Courbes de durcissement de l'alliage AK6 dans le cas de la compression sur la sonnette [46]. Température de l'essai, °C : 1 – 20; 2 – 300; 3 – 350; 4 – 400; 5 – 450; 6 – 500

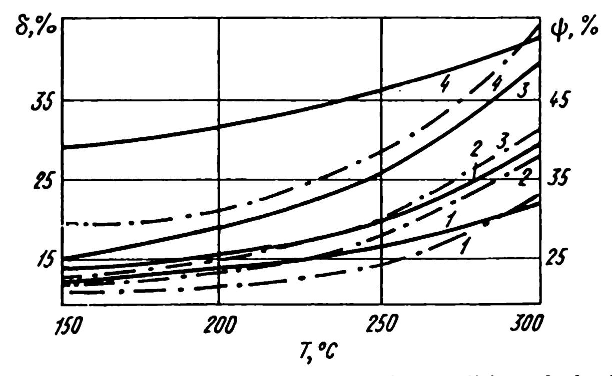


Fig. 323. Plasticité de l'alliage AK6 dans les conditions de la déformation « demi-chaude » [98]. Lignes en traits pleins — δ, % ; lignes en pointillé — ψ, %. Vitesse de déformation, s^{-1} ;
1 – 40 ; 2 – 10 ; 3 – 1 ; 4 – 0,01

Tableau 53

Propriétés mécaniques de l'alliage AK6 à des températures élevées [51]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	ψ, %	Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	ψ, %
350	5,6	92,6	475	3,0	98
400	4,0	96	500	2,5	98
450	3,2	97,3			

Tableau 54

Propriétés mécaniques de l'alliage AK8 à des températures élevées [51]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %
20	48,5	14	250	21	17
100	45	14	300	11	25
150	41	14,5	350	5,5	42
200	32	15	375	4,5	50

Nota. Une barre pressée.

Tableau 55

Propriétés mécaniques de l'alliage modifié AK8 à des températures élevées [51]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	ψ, %	δ, %
20	47	33	15
150	31	57	20
200	13	82	32
300	5	97	60
370	3	99	73

Nota. Composition chimique : 4,4% Cu ; 0,8% Mn ; 0,8% Si ; 0,4% Mg.

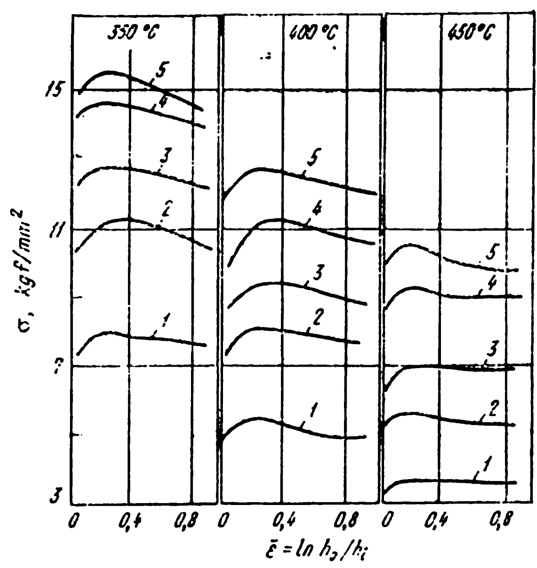


Fig. 324. Courbes de durcissement de l'alliage AK8 [57] (4,5% Cu; 0,4% Mg; 0,8% Mn; 1,1% Si; 92,4% Al) après pressage à chaud et recuit. Vitesse de déformation, s^{-1}:

1 — 10^{-2}; 2 — 1; 3 — 10; 4 — 100; 5 — 200

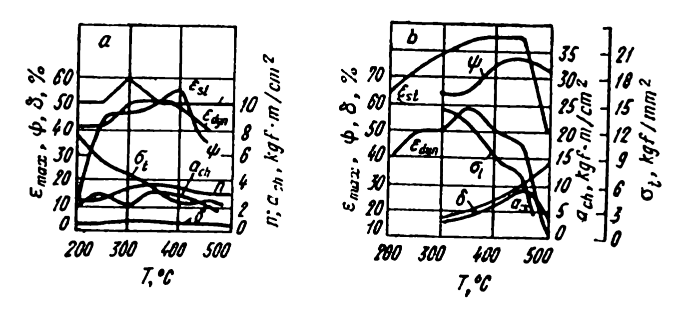


Fig. 325. Propriétés mécaniques de l'alliage AK8 en état coulé (a) et déformé (b) [40]

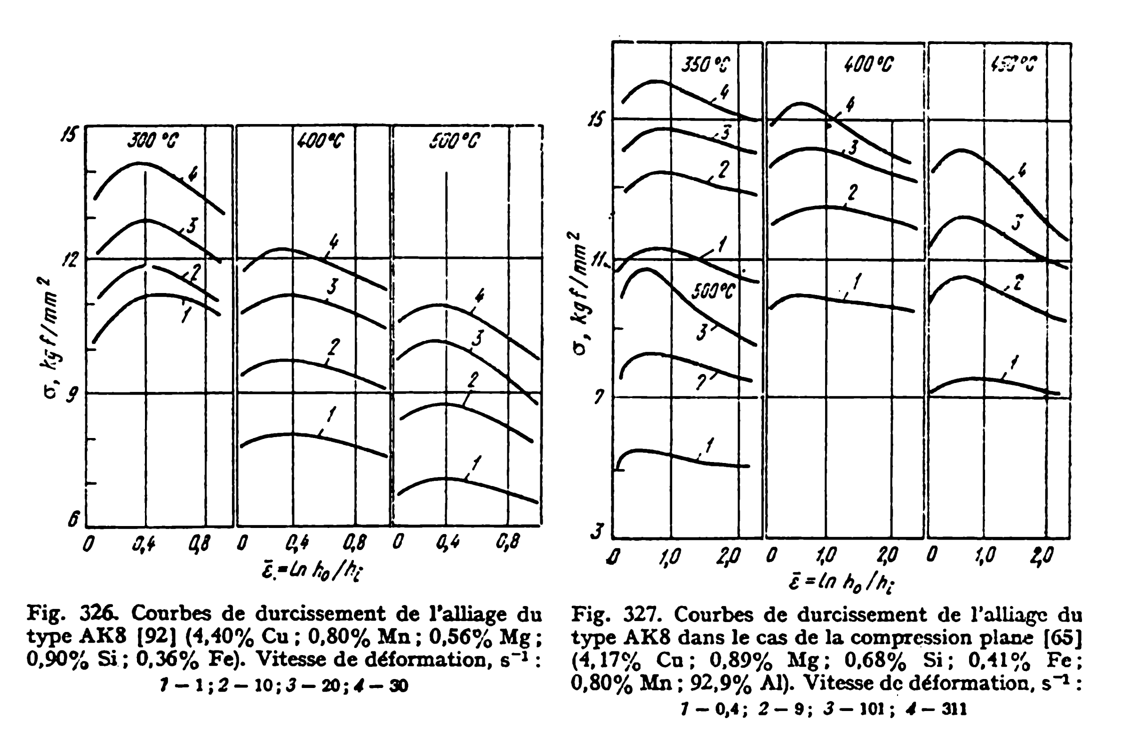


Fig. 326. Courbes de durcissement de l'alliage du type AK8 [92] (4,40% Cu ; 0,80% Mn ; 0,56% Mg ; 0,90% Si ; 0,36% Fe). Vitesse de déformation, s^{-1} :
1 — 1 ; 2 — 10 ; 3 — 20 ; 4 — 30

Fig. 327. Courbes de durcissement de l'alliage du type AK8 dans le cas de la compression plane [65] (4,17% Cu ; 0,89% Mg ; 0,68% Si ; 0,41% Fe ; 0,80% Mn ; 92,9% Al). Vitesse de déformation, s^{-1} :
1 — 0,4 ; 2 — 9 ; 3 — 101 ; 4 — 311

Propriétés mécaniques de l'alliage AB à des températures élevées [31]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	$\sigma_{éc}$, kgf/mm²	δ, %
25	33	28	20
150	13,5	10,5	28
200	5,5	4,0	58
260	4,0	3,0	59
315	3,0	2,5	60
370	2,5	2,0	65

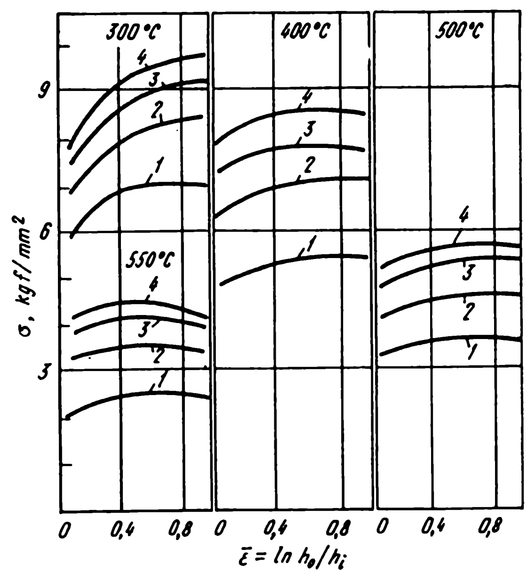


Fig. 328. Courbes de durcissement de l'alliage du type AB [92] (0,07% Cu ; 0,53% Mn ; 0,73% Mg ; 1,03% Si ; 0,36% Fe). Vitesse de déformation, s⁻¹ :

1 — 1 ; *2* — 10 ; *3* — 20 ; *4* — 30

Propriétés mécaniques de l'alliage ABT-1 à des températures élevées [51]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %
20	30	9
100	28	11
150	26	10,5
200	22	9,5
250	15	11
300	9,5	14
350	5,5	22,5
375	4	31

Nota. Une barre pressée.

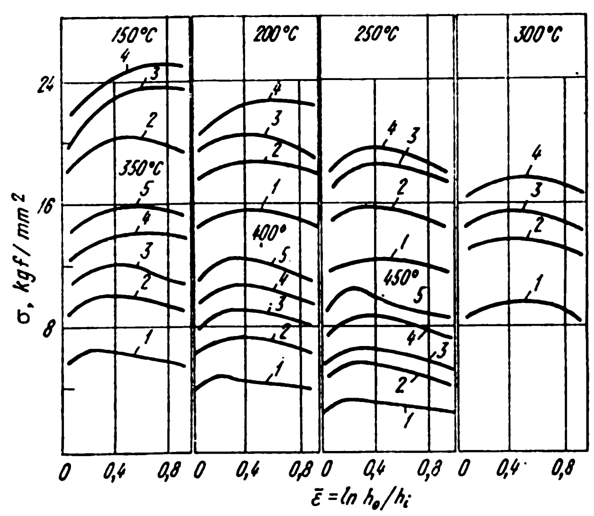


Fig. 329. Courbes de durcissement de l'alliage ABB [57] (0,4% Cu; 0,7% Mg; 0,3% Mn; 1,1% Si) après pressage à chaud et recuit. Vitesse de déformation, s^{-1}:

1 – 0,01; *2* – 1; *3* – 10; *4* – 100; *5* – 200

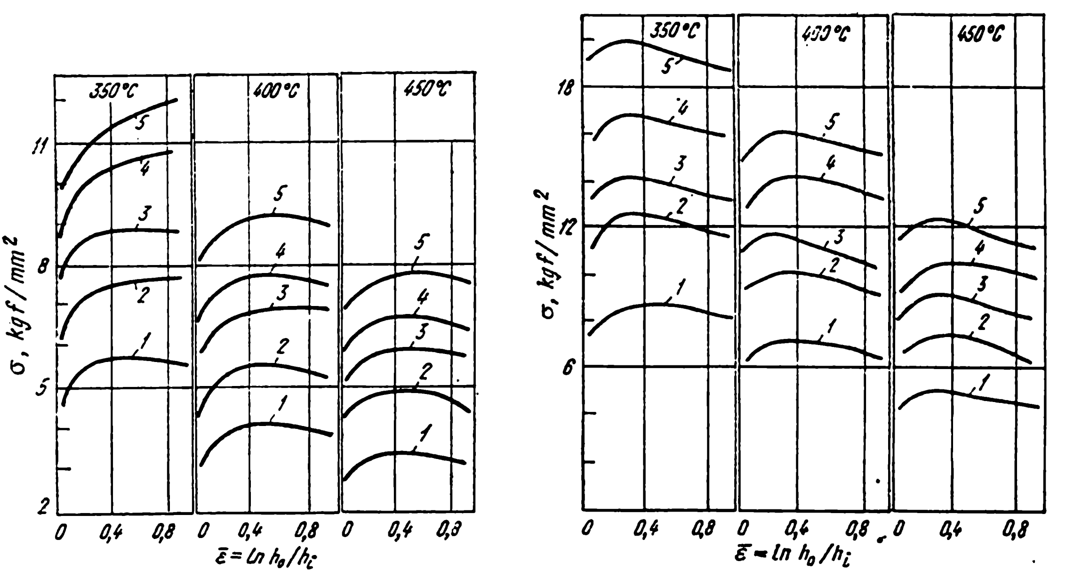


Fig. 330. Courbes de durcissement de l'alliage d'aluminium CAB6 [57] après pressage à chaud et recuit. Pour les notations voir la fig. 329

Fig. 331. Courbes de durcissement de l'alliage d'aluminium 1915 [57] (1,5% Mg; 0,4% Mn; 3,8% Zn; 93,0% Al). Vitesse de déformation, s^{-1}:
1 — 0,01; 2 — 1; 3 — 10; 4 — 100; 5 — 200

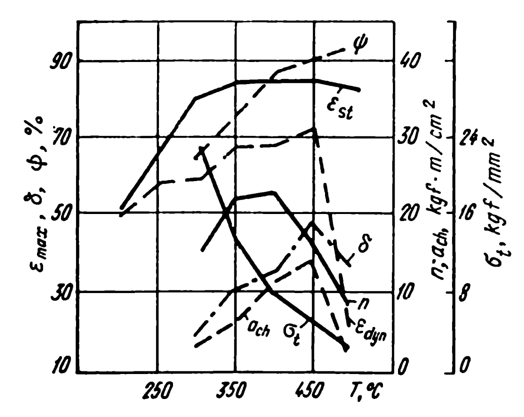


Fig. 332. Propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium ВД17 [50]

Tableau 58

Propriétés mécaniques de l'alliage ВД17 à des températures élevées [51]

Température de l'essai, °C	σ_t (kgf/mm²)	$\sigma_{éc}$ (kgf/mm²)	δ, %	Température de l'essai, °C	σ_t (kgf/mm²)	$\sigma_{éc}$ (kgf/mm²)	δ, %
150	43	30	16	300	17	11	21
200	38	27	16	350	11	6	20
250	24	17	16				

Nota. Une barre pressée.

Propriétés mécaniques de l'alliage déformé Д1 à des températures élevées après trempe et durcissement [51]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	ψ, %	δ, %	Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	ψ, %	δ, %
20	41	40	23	300	5	91	77
150	28	50	18	370	3	98	105
200	19	67	22				

Nota. Composition chimique : 4% Cu ; 0,5% Mg ; 0,5% Mn.

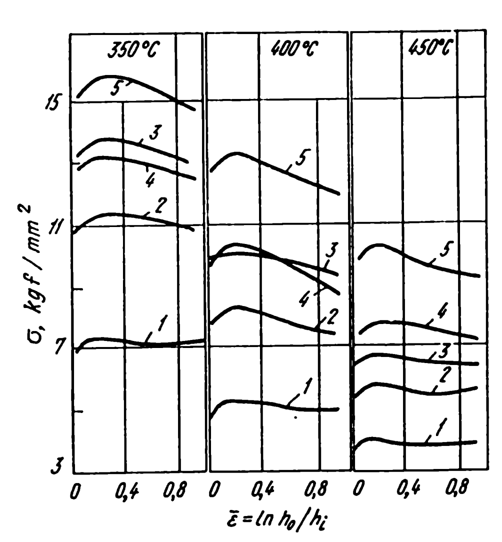


Fig. 333. Courbes de durcissement de l'alliage Д1 [57] (4,3% Cu ; 0,6% Mg ; 0,5% Mn ; 93,2% Al) après pressage à chaud et recuit. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — 0,01 ; *2* — 1 ; *3* — 10 ; *4* — 100 ; *5* — 200

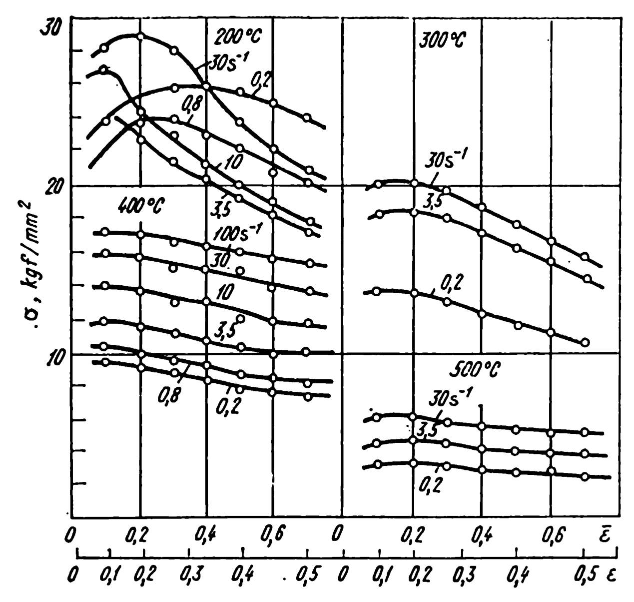


Fig. 334. Courbes de durcissement de l'alliage du type Д1 [67] (3,5% Cu ; 0,10% Si ; 0,5% Mn ; 0,45% Mg ; 0,5% Fe ; 94,9% Al) après tréfilage à froid et recuit

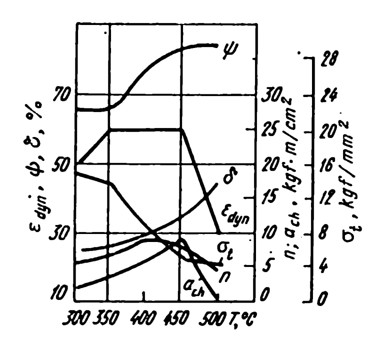


Fig. 335. Propriétés mécaniques de l'alliage Д16 à des températures élevées [40]

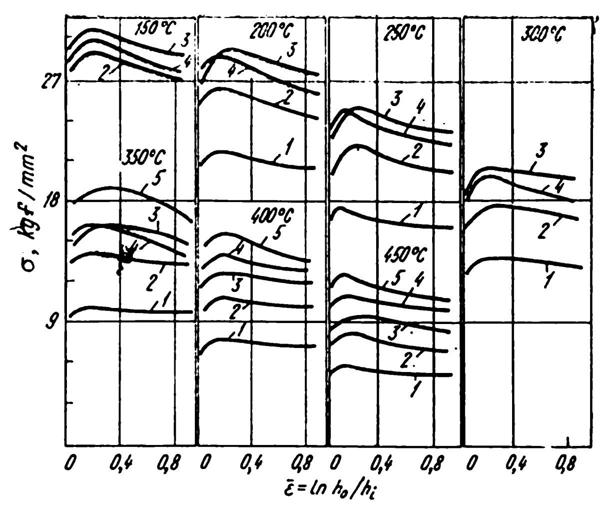


Fig. 336. Courbes de durcissement de l'alliage Д16 après pressage à chaud et recuit [57] (4,4% Cu ; 1,5% Mg ; 0,8% Mn ; 92,1% Al). Pour les notations voir la fig. 333

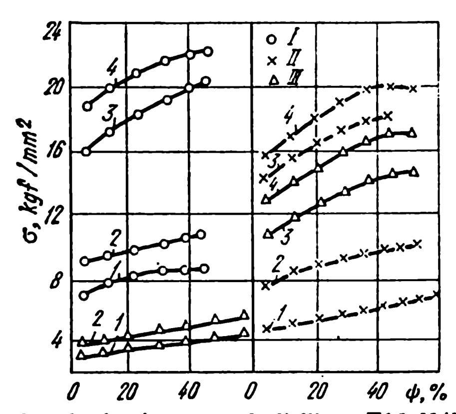


Fig. 337. Courbes de durcissement de l'alliage Д16 [94] aux températures : 360 (*I*), 420 (*II*) et 480 °C (*III*). Vitesse de déformation, s^{-1} :
1 — $3\cdot10^{-2}$; *2* — $14\cdot10^{-2}$; *3* — 4 ; *4* — 14

Fig. 338. Courbes de durcissement du duralumin à des températures élevées pour $\dot{\varepsilon} = 10^{-4}\ s^{-1}$ [95] :

1 – 80 °C ; 2 – 20 ; 3 – 90 ; 4 – 155 ; 5 – 230 ; 6 – 300 ; 7 – 390

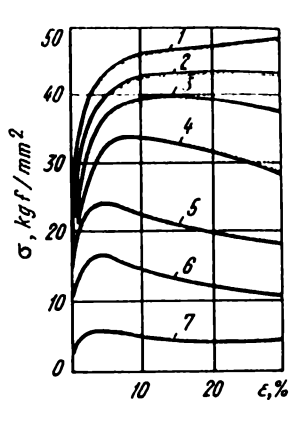


Tableau 60

Propriétés mécaniques minimales et type de l'alliage Д16 (charge statique de traction [43])

Température de l'essai, °C	E, kgf/mm²	Coefficient de Poisson μ	σ_t kgf/mm² minimal	σ_t kgf/mm² type	$\sigma_{0,2}$ kgf/mm² minimal	$\sigma_{0,2}$ kgf/mm² type	δ_{10}, % (type)
20	7200	0,34	51,0	53,0	37,5	39	9,5
100	6600	0,37	47,5	49,5	36,5	38	12,0
150	6400	0,38	42,5	44	33	34	13,0
200	6100	0,39	39,5	41	29	30	11,0
250	5900	0,42	25	26	21	22	10,0
300	5200	0,45	16,5	17	13,5	14	10,0

Nota. Une barre de diamètre de 30 mm ; trempe et durcissement naturel.

Tableau 61

Propriétés mécaniques de l'alliage déformé Д16 à des températures élevées après trempe et durcissement [51]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	ψ, %	δ, %
20	68	35	18
150	46	48	19
200	30	60	22
300	10	92	58
370	5	98	98

Nota. Composition chimique : 4,2% Cu ; 1,5% Mg ; 0,5% Mn.

Tableau 62

Propriétés mécaniques minimales et type de l'alliage Д16АТН [43]

Température de l'essai, °C	E, kgf/mm²	σ_t, kgf/mm²		$\sigma_{0,2}$, kgf/mm² (minimal)	$\delta_{11,3\sqrt{F}}$, %
		minimal	type		
20	6900	43,5	45	34	13
100	6550	40	42	31	—
125	6250	40	42	31	14
150	5950	38	40	29	13
175	5750	36	38	28	13
200	5550	34	36	29	9
250	4900	23	25	20	—
300	4350	14	16	12	14

Nota. Tôles d'une épaisseur jusqu'à 2,5 mm ; trempe, durcissement naturel suivis d'écrouissage.

Tableau 63

Propriétés mécaniques de l'alliage Д16АТ1Н1 (charge de traction [43])

Température de l'essai, °C	E, kgf/mm²	σ_t	$\sigma_{0,2}$	$\delta_{11,3\sqrt{F}}$, %
		kgf/mm²		
20	6900	50,0	38,0	12,0
100	6400	47,5	36,5	9,0
125	6200	46,5	36,0	—
150	6000	44,0	34,5	9,0
175	5700	42,0	33,0	8,0
200	5350	41,0	30,0	6,0
250	4900	27,0	19,0	—
300	—	16,0	11,0	—

Nota. Une tôle d'épaisseur de 2 mm ; trempe, durcissement naturel, écrouissage de 20% et durcissement artificiel à 130°C pendant 20 h.

Tableau 64

Propriétés mécaniques minimales et type de l'alliage Д16АТ (charge de traction [43])

Température de l'essai, °C	E, kgf/mm²	σ_t, kgf/mm²		$\sigma_{0,2}$, kgf/mm²		$\delta_{11,3\sqrt{F}}$, % (type)
		minimal	type	minimal	type	
20	6900	41,5	44,0	27,5	29,0	19
100	6350	38,5	41,0	26,0	27,5	16
125	6250	38,0	40,0	25,5	27,0	18
150	5900	36,0	38,0	25,0	26,5	19
175	5550	33,0	35,0	23,0	24,5	18
200	5350	31,0	33,0	23,5	25,5	11
250	4900	20,5	22,0	18,5	19,5	13
300	4150	14,0	15,0	11,0	11,5	13

Nota. 1. Tôles d'épaisseur de 1,2 jusqu'à 2,5 mm; trempe et durcissement naturel.
2. A la température de l'essai de 20°C la valeur minimale de $\delta_{11,3\sqrt{F}}$ est égale à 13%.

Tableau 65

Propriétés mécaniques de l'alliage Д18П (charge statique de traction [43])

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ_{10}, %	ψ, %	τ_{cis}, kgf/mm²
20	31	25	55	21
100	26	24	63	18
150	23	22	67	17
200	19	26	69	14
250	18	18	54	11
300	15	23	70	6

Nota: 1. Un fil de diamètre de 8 mm; trempe et durcissement naturel.
2. A la température de l'essai de 20 °C E = 7100 kgf/mm², $\sigma_{0,2}$ = 17 kgf/mm².

Tableau 66

Propriétés mécaniques de l'alliage Д19 (charge statique [43])

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ_{10}, %	ψ, %	τ_{cis}, kgf/mm²
20	46	23	40	29
100	45,5	23	44	28
125	43,5	22	44	27
150	41,5	24	47	27
175	40,0	22	51	26
200	37	23	53	25
250	27	18	68	17
300	18	19	78	12

Nota. 1. Un fil de diamètre de 8 mm; trempe et durcissement artificiel.
2. A la température de l'essai de 20 °C E = 7000 kgf/mm², $\sigma_{0,2}$ = 27 kgf/mm².

Tableau 67

Propriétés mécaniques de l'alliage Д20 à des températures élevées [51]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %
20	41	12	250	24	11
50	38,5	11,5	300	18	14
100	36	11	350	11	20
150	33,5	10,5	400	5,5	28
200	29,5	10,5			

Nota. Une bande pressée; trempe et durcissement artificiel.

Tableau 68

Propriétés mécaniques de l'alliage Д20 (charge statique de traction [43])

Température de l'essai, °C	E	σ_t	$\sigma_{0,2}$	$\delta_{11,3\sqrt{F}}$, %
	kgf/mm²			
20	6900	40	30	10
100	6250	36	28	16
150	5750	32	25	16
200	5350	26	19	16
250	5000	18	12	14
300	4300	12	10	20

Nota. Une tôle d'épaisseur de 2 mm; trempe et durcissement artificiel.

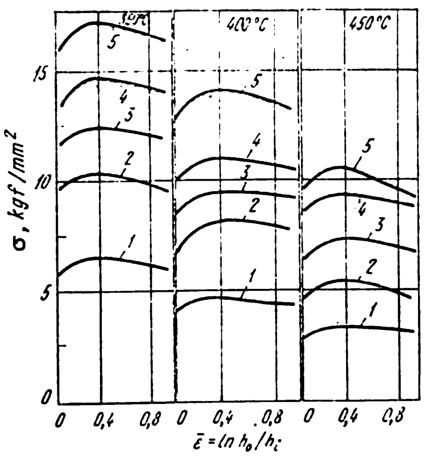


Fig. 339. Courbes de durcissement de l'alliage B93 après coulée et recuit d'homogénéisation [57] (1,1% Cu ; 1,9% Mg ; 4,5% Zn ; 91,9% Al). Vitesse de déformation, s^{-1} :
1 — 0,01 ; *2* — 1 ; *3* — 10 ; *4* — 100 ; *5* — 200

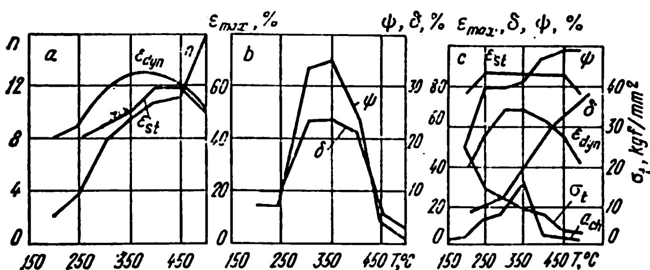


Fig. 340. Propriétés mécaniques de l'alliage B93 en état coulé (*a*, *b*) et déformé (*c*) [50]

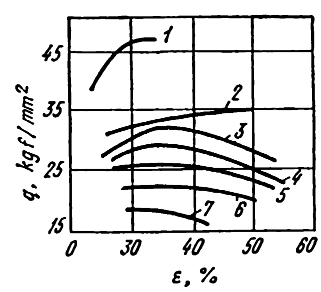


Fig. 341. Courbes de durcissement de l'alliage B93 dans le cas d'aplatissement sur la sonnette [40]. Température de l'essai, °C :
1 — 200 ; *2* — 250 ; *3* — 300 ; *4* — 350 ; *5* — 400 ; *6* — 450 ; *7* — 500

Propriétés mécaniques de l'alliage B94 (charge statique de traction [43])

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ_{10}, %	ψ, %	τ_{cis}, kgf/mm²
20	54,0	15	48	34,0
100	47,0	16	50	30,0
125	45,5	17	50	29,0
150	39,0	16	52	27,0

Nota. 1. Un fil de diamètre de 6 mm; trempe et durcissement artificiel.
2. A la température de l'essai de 20°C E = 7100 kgf/mm², $\sigma_{0,2}$ = 44 kgf/mm².

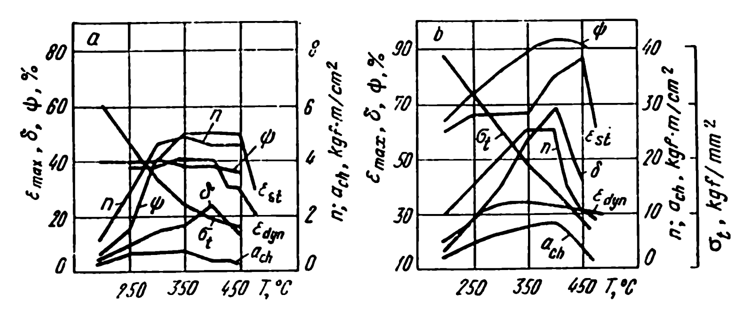


Fig. 342. Propriétés mécaniques de l'alliage B95 en état coulé (*a* et déformé (*b*) [50]

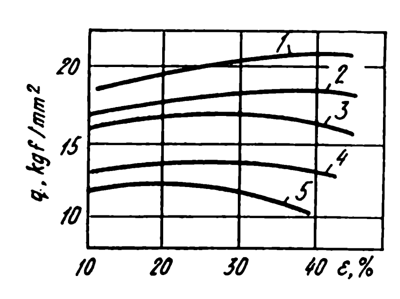


Fig. 343. Courbes de durcissement de l'alliage B95 dans le cas de l'aplatissement sur la sonnette [46]. Température de l'essai, °C :

1 — 300; *2* — 350; *3* — 400; *4* — 460; *5* — 500

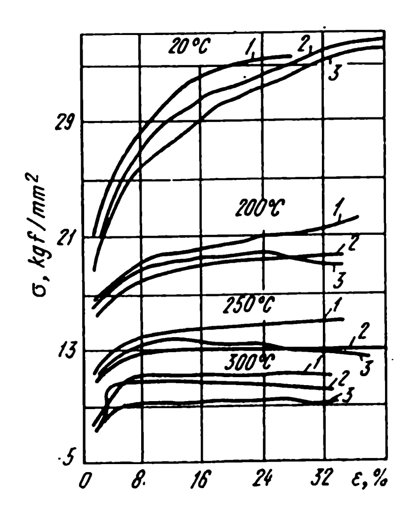


Fig. 344. Courbes de durcissement de l'alliage B95 dans le cas de la compression plane (*1*), ordinaire (*2*) et linéaire (*3*) [40]

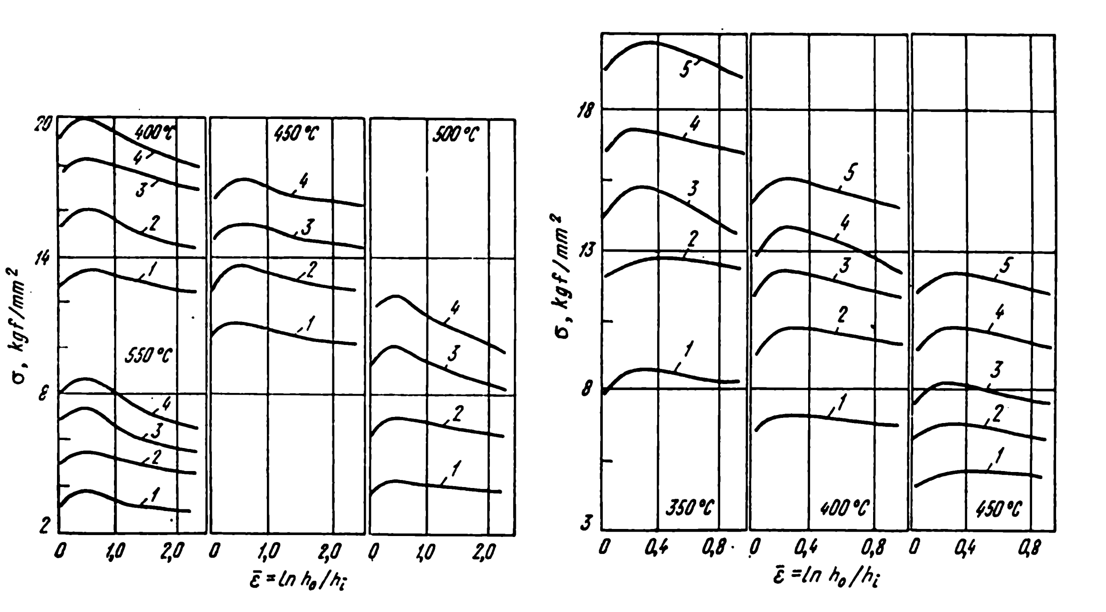


Fig. 345. Courbes de durcissement de l'alliage du type B95 dans le cas de la compression plane [65] (1,31% Cu; 2,21% Mg; 0,21% Si; 0,30% Fe; 0,34% Mn; 5,75% Zn). Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — 0,4; *2* — 9; *3* — 101; *4* — 311

Fig. 346. Courbes de durcissement de l'alliage B95 [57] (1,7% Cu; 2,1% Mg; 0,4% Mn; 5,3% Zn; 89,8% Al). Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — 0,01; *2* — 1; *3* — 10; *4* — 100; *5* — 200

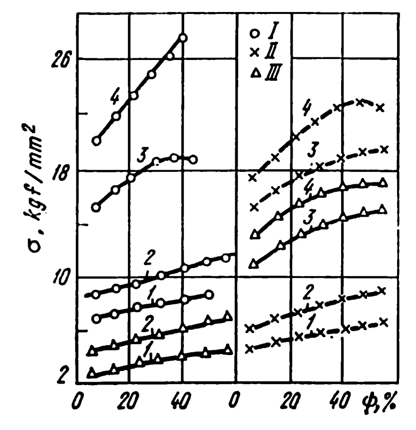


Fig. 347. Courbes de durcissement de l'alliage B95 soumis aux essais de traction aux températures : 360 (*I*), 420 (*II*) et 480 °C (*III*) [94]. Vitesse de déformation, s^{-1} :
1 — $3 \cdot 10^{-3}$; 2 — $14 \cdot 10^{-3}$; 3 — 4 ; 4 — 14

Tableau 70

Propriétés mécaniques de l'alliage B95T à des températures élevées [51]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %
20	57	11,5
100	49	15
150	40	18
200	31	21
250	24	31
300	17	46,5
350	9,5	58
375	4	60

Tableau 71

Propriétés mécaniques minimales et type de l'alliage B95AT (charge statique de traction [43])

Température de l'essai, °C	E, kgf/mm²	σ_t, kgf/mm²		$\sigma_{0,2}$, kgf/mm²		$\delta_{11,3\sqrt{F}}$, % (minimal)
		minimal	type	minimal	type	
20	6700	49	52	41	44	14
100	6200	44	48	38	41	14
125	5900	44	48	37	40	14
150	5600	39	41	33	35	15
175	5400	35,5	37	33	32	16
200	5100	26	28	22,5	24	11
250	4700	14	15	11	12	16
300	—	7,5	8,5	6,5	7	31

Nota. Tôles d'une épaisseur jusqu'à 2,5 mm ; trempe et durcissement artificiel.

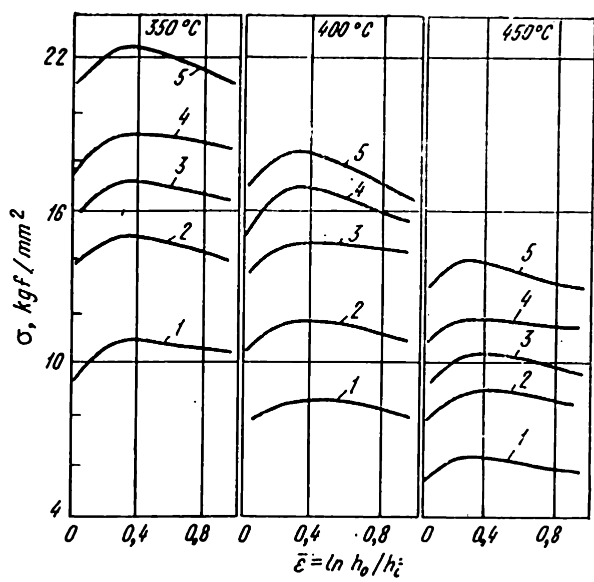


Fig. 348. Courbes de durcissement de l'alliage B95-4 (1,5% Cu; 5,2% Zn; 2,4% Mg; 0,6% Mn; 89,5% Al) après pressage à chaud et recuit. Vitesse de déformation, s^{-1}:

1 — 0,01; 2 — 1; 3 — 10; 4 — 100; 5 — 200

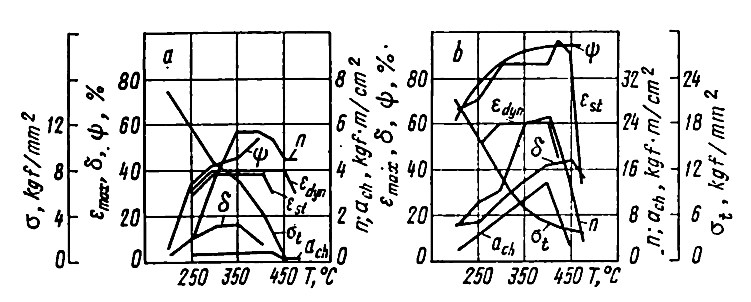


Fig. 349. Propriétés mécaniques de l'alliage B96 en état coulé (*a*) et déformé (*b*) [50]

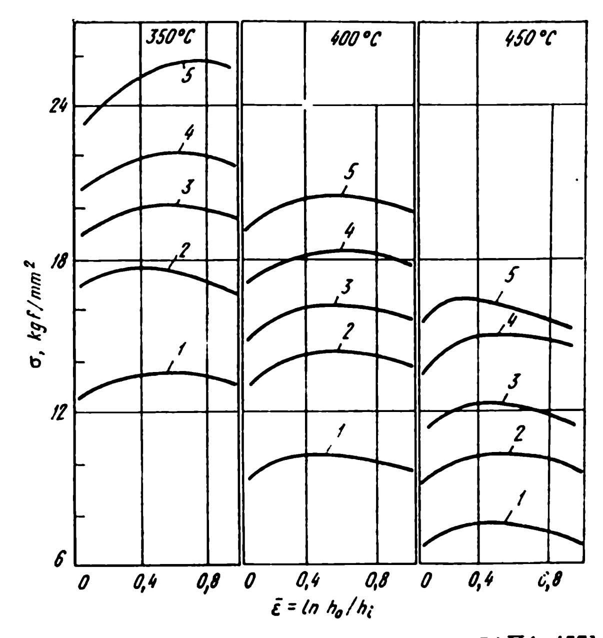


Fig. 350. Courbes de durcissement de l'alliage CAП1 [57] après pressage à chaud. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — 0,01 ; *2* — 1 ; *3* — 10 ; *4* — 100 ; *5* — 200

Sur les conditions des essais des alliages de magnésium

Métal, alliage	Conditions des essais		Numéro de la figure, du tableau	Bibliographie	Description de la méthode (voir l'Annexe)	Caractéristique des propriétés mécaniques
	T_{es}, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}				
Mg, % :						
99,3	20-400	10^{-4}-10^{-1}	Fig. 351	[30]	+	σ
—	150-300	$\sim 10^{-4}$	Fig. 352	[40]	+	σ
—	20-500	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 72	[51]	—	σ_t, δ
—	20-450	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^2$	Tabl. 73	[51]	—	σ_t, $\sigma_{0,2}$, δ, ψ, a_{ch}
99,8	20-450	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 74	[51]	—	σ_t, $\sigma_{éc}$, δ, ψ
99,8	20-625	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^2$	Tabl. 75	[51]	—	a_{ch}, ε_{st}, ε_{dyn}
—	200-450	$\sim 10^{-4}$	Fig. 353	[7]	—	σ
99,9	18-300	0,1-10	Fig. 354	[67]	+	σ
MA1	20-275	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 76	[51]	—	σ_t, ψ, δ, HB
	20-300	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 77	[51]	—	σ_t, ψ, δ, HB
MA2	20-125	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 78	[43]	+	σ_t, $\sigma_{0,2}$, δ, E
	20-600	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^2$	Fig. 355	[50]	—	a_{ch}, ψ, ε_{st}, ε_{dyn}
MA2-1	300-400	10^{-3}-10^{-1}	Fig. 356	[99]	+	σ

Suite

Métal, alliage	Conditions des essais		Numéro de la figure, du tableau	Bibliographie	Description de la méthode (voir l'Annexe)	Caractéristique des propriétés mécaniques
	T_{es}, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}				
MA3	150-300	$\sim 10^{-4}$	Fig. 357	[40]	+	σ
	20-600	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Fig. 358	[50]	—	a_{ch}, ψ, ε_{st}, ε_{dyn}
	150-450	$\sim 10^{-4}$	Fig. 359	[7]	—	σ
MA4	20-300	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 79	[51]	—	σ_t, $\sigma_{0,2}$, δ
MA5	100-300	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 80	[51]	—	σ_t, $\sigma_{0,2}$, δ
	300-450	$\sim 10^{3}$	Fig. 360	[46]	+	q
MA8	300-450	$\sim 10^{2}$	Fig. 361	[46]	+	q
	300-400	10^{-3}-10^{1}	Fig. 362	[99]	+	σ
	20-450	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 81	[51]	—	σ_t, δ
	200-500	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Fig. 363	[50]	—	σ_t, a_{ch}, δ, ψ, ε
BM65-1	150-500	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Fig. 364	[50]	—	σ_t, a_{ch}, ψ, ε
	300-400	10^{-4}-10^{-1}	Fig. 365	[99]	+	σ
BM-17	200-500	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Fig. 366	[50]	—	σ_t, δ, ψ, a_{ch}, ε
BMД-3	150-500	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Fig. 367	[50]	—	σ_t, δ, ψ, a_{ch}, ε

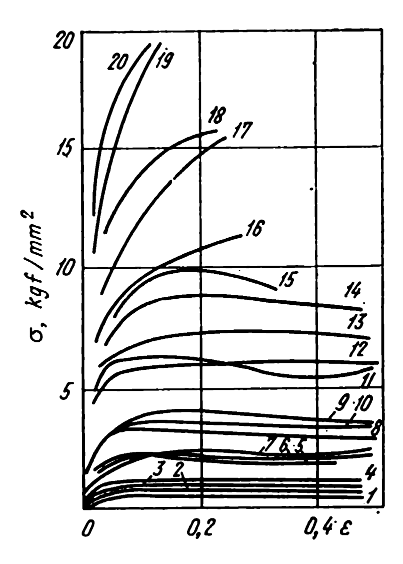


Fig. 351. Courbes de durcissement du magnésium (99,3%) dans le cas de la compression des éprouvettes de dimension 12×20 mm [30] :

Courbe	Température, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}	Courbe	Température, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}
1	400	$3{,}5 \cdot 10^{-4}$	*11*	200	$2 \cdot 10^{-2}$
2	400	$2 \cdot 10^{-3}$	*12*	150	$3{,}5 \cdot 10^{-4}$
3	400	$2 \cdot 10^{-2}$	*13*	150	$2 \cdot 10^{-3}$
4	300	$3{,}5 \cdot 10^{-4}$	*14*	200	$2 \cdot 10^{-1}$
5	400	$2 \cdot 10^{-1}$	*15*	150	$2 \cdot 10^{-2}$
6	300	$2 \cdot 10^{-3}$	*16*	100	$2 \cdot 10^{-3}$
7	300	$2 \cdot 10^{-2}$	*17*	100	$2 \cdot 10^{-2}$
8	200	$3{,}5 \cdot 10^{-4}$	*18*	100	$2 \cdot 10^{-1}$
9	300	$2 \cdot 10^{-1}$	*19*	20	$3{,}5 \cdot 10^{-4}$
10	200	$2 \cdot 10^{-3}$	*20*	20	$2 \cdot 10^{-3}$

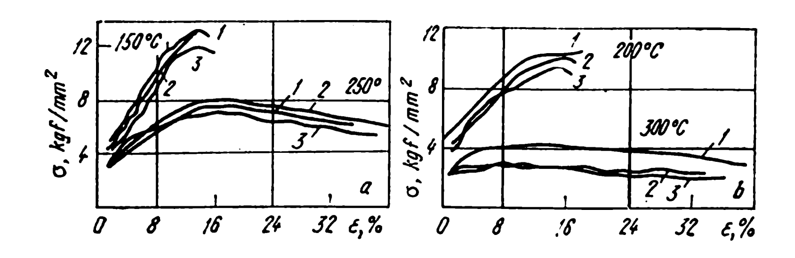


Fig. 352. Courbes de durcissement du magnésium soumis à la compression plane (*1*), ordinaire (*2*) et linéaire (*3*) [40]. Température de l'essai, °C :

a – 150-250 ; *b* – 200-300

Tableau 72

Propriétés mécaniques du magnésium en état coulé à des températures élevées [51]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ_5, %	Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ_5, %
20	12,0	8,0	250	4,1	40,0
50	10,5	12,0	300	2,5	58,0
100	9,3	18,0	350	1,4	72,0
150	7,6	27,0	400	0,85	80,0
200	5,6	28,0	500	0,35	81,0

Nota. Etat du métal – coulé, stabilisé à la température de l'essai pendant 50 h.

Propriétés mécaniques du magnésium déformé (après le pressage) à des températures élevées [51]

Température de l'essai, °C	$\sigma_{0,2}$ kgf/mm²	σ_t kgf/mm²	δ, %	ψ, %	a_{ch}, kgf.m/cm²
20	9,0	20,0	11,5	12,5	—
200	2,5	6,0	42,5	36,5	2,3
250	2,0	3,0	41,5	92,5	5,0
300	1,6	2,0	58,5	95,5	12,5
350	1,2	1,8	95,0	98,0	17,0
400	0,5	1,0	60,0	93,5	10,3
450	0,4	0,6	65,5	95,5	13,5

Tableau 74

Propriétés mécaniques du magnésium pressé à chaud en fonction de la température [51]

Température de l'essai, °C	$\sigma_{éc}$ kgf/mm²	σ_t kgf/mm²	δ, %	ψ, %
20	11,7	21,5	10,5	10
200	2,4	5,8	42,0	80
250	1,9	3,3	40,5	90
300	1,7	2,2	57,0	93
350	1,3	1,8	95,0	96
400	0,68	1,05	57,0	90
450	0,61	0,72	60,0	92

Nota. Composition chimique : 0,15% Si ; 0,009% Fe.

Résilience et déformation maximale dans le cas d'aplatissement du magnésium pressé à chaud en fonction de la température [51]

Température de l'essai, °C	a_{ch}, kgf·m/cm²	ε_{st}, %	ε_{dyn}, %
20	1,08	16,0	16,0
100	1,73	—	—
150	2,20	76,0	17,0
200	2,99	77,0	17,7
250	4,91	79,0	19,4
300	12,45	85,5	22,7
350	16,62	~100	25,4
400	10,72	~100	30,0
450	13,6	~100	34,7
500	—	—	38,1
550	—	97,5	42,8
600	—	—	50,0
625	—	—	59,5

Nota: 1. Composition chimique: 0,15% Si; 0,009% Fe.
2. ε_{st} — déformation maximale dans le cas d'aplatissement sur une presse; ε_{dyn} — déformation maximale dans le cas d'aplatissement par choc.

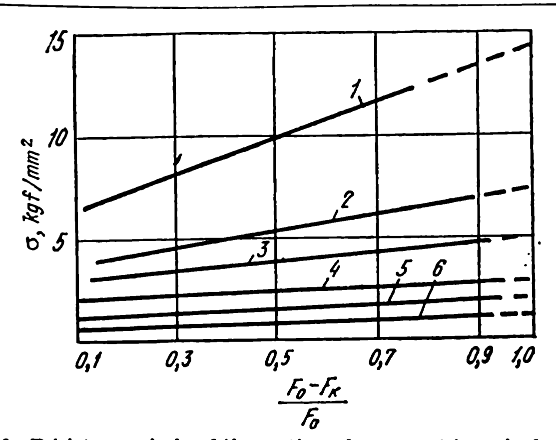


Fig. 353. Résistance à la déformation du magnésium à des températures élevées [7]:
1 — 200°C; *2* — 250; *3* — 300; *4* — 350; *5* — 400; *6* — 450

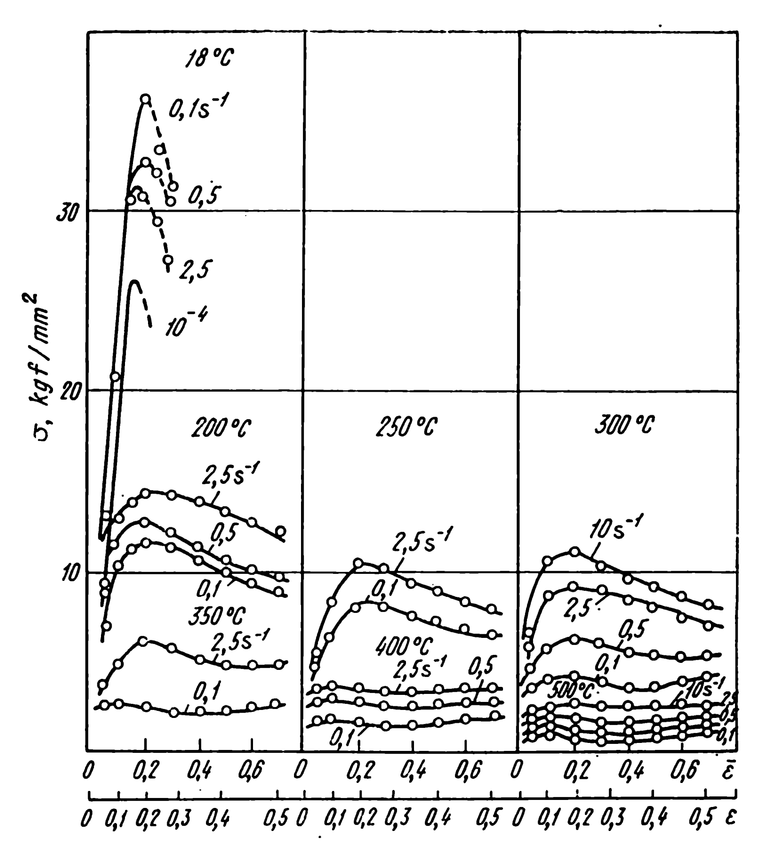


Fig. 354. Courbes de durcissement des éprouvettes de magnésium (99,9%) [67] de dimension 12 × 18 mm après pressage, tréfilage à froid et recuit

Tableau 76

Propriétés mécaniques de l'alliage coulé MA1 aux températures élevées [51]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	ψ, %	δ, %	Dureté *HB*
20	10,5	10	7	38
50	10	10	7	35
100	9	11	8	30
150	8	14	10	22
200	7	20	14	19
250	5	23	17	15
275	4	23	16	14

Tableau 77

Propriétés mécaniques de l'alliage déformé MA1 à des températures élevées [51]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	ψ, %	δ, %	Dureté *HB*
20	29	4	4	40
50	24,5	10	4	37
100	17,5	20	5	32
150	13	31	8	20
200	9,5	40	20	16
250	—	48	30	8
300	—	56	32	8

Propriétés mécaniques de l'alliage MA2 (charge de traction [43])

Température de l'essai, °C	E, kgf/mm²	Coefficient de Poisson μ	σ_t	$\sigma_{0,2}$	δ_{10}, %
			kgf/mm²		
20	4300	0,34	26,0	16,0	16
75	3850	0,37	23,0	12,5	24
100	3600	0,39	21,0	11,5	25
125	3300	0,44	18,5	9,5	33

Nota. Une barre de diamètre de 80 mm après pressage à chaud.

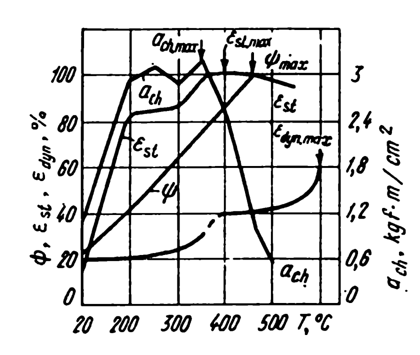


Fig. 355. Variation des caractéristiques de plasticité de l'alliage de magnésium MA2 à des températures élevées [50] (3,44% Al ; 0,56% Zn ; 0,33% Mn ; 0,07% Si)

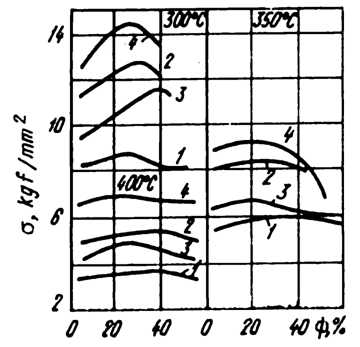
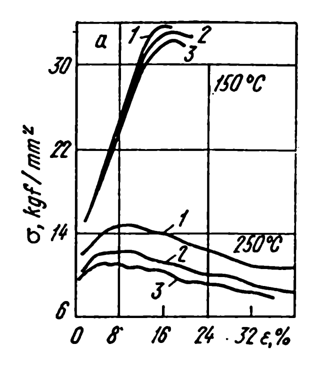


Fig. 356. Courbes de durcissement de l'alliage MA2-1[99] (4,78% Al; 0,5% Mn ; 0,98% Zn). Vitesse de déformation, s⁻¹ :

1 – $4\cdot10^{-4}$; 2 – $1,33\cdot10^{-3}$; 3 – $4\cdot10^{-3}$; 4 – $1,2\cdot10^{-1}$



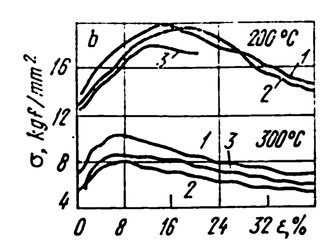
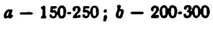


Fig. 357. Courbes de durcissement de l'alliage de magnésium MA3 soumis à la compression plane (*1*), ordinaire (*2*) et linéaire (*3*) [40]. Température de l'essai, °C :



a — 150-250 ; *b* — 200-300

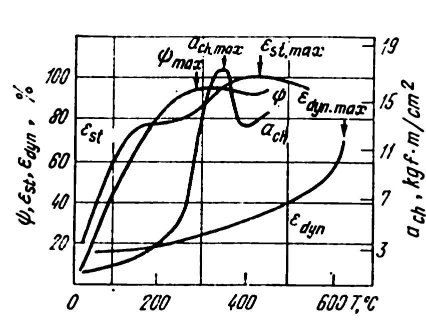


Fig. 358. Variation des caractéristiques de plasticité de l'alliage de magnésium MA3 à des températures élevées [50] (5,56% Al ; 0,99% Zn ; 0,33% Mn)

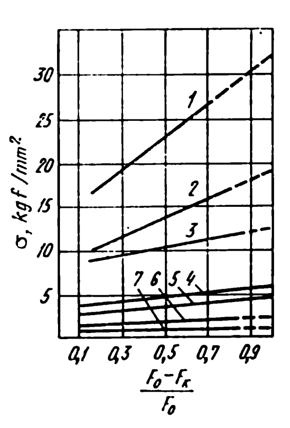


Fig. 359. Résistance à la déformation de l'alliage de magnésium MA3 [7]. Température de l'essai, °C :

1 — 150 ; *2* — 200 ; *3* — 250 ; *4* — 300 ; *5* — 350 ; *6* — 400 ; *7* — 450

Tableau 79

Propriétés mécaniques de l'alliage MA4 à des températures élevées [51]

Température de l'essai, °C	Etat du matériau					
	forgé, trempé et vieilli			pressé, trempé et vieilli		
	$\sigma_{0,2}$	σ_t	δ, %	$\sigma_{0,2}$	σ_t	δ, %
	kgf/mm²			kgf/mm²		
20	—	—	—	26,0	35,0	7,0
100	20,0	28,0	21,0	17,0	24,0	30,0
150	14,0	20,0	40,0	12,0	17,0	45,0
200	9,0	14,0	50,0	8,0	11,0	60,0
250	5,5	9,5	80,0	5,5	9,0	100
300	5,0	7,0	120,0	—	6,5	145

Tableau 80

Propriétés mécaniques de l'alliage MA5 à des températures élevées [51]

Température de l'essai, °C	Etat du matériau					
	pressé			trempé et vieilli		
	$\sigma_{0,2}$	σ_t	δ_5, %	$\sigma_{0,2}$	σ_t	δ_5, %
	kgf/mm²			kgf/mm²		
100	13,0	22,0	22,0	22,0	32,0	20,0
150	10,0	17,0	30,0	15,0	23,0	41,0
200	7,0	12,5	38,0	10,0	15,0	49,0
250	5,5	8,5	45,0	6,0	10,0	83,0
300	3,5	7,0	85,0	3,5	6,5	120,0

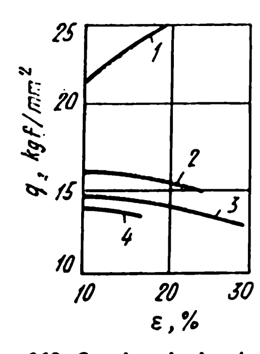


Fig. 360. Courbes de durcissement de l'alliage MA5 dans le cas de l'aplatissement sur la sonnette [46]. Température de l'essai, °C :
1 — 300 ; 2 — 350 ; 3 — 400 ; 4 — 450

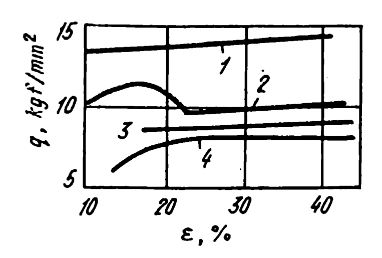


Fig. 361. Courbes de durcissement de l'alliage MA8 dans le cas de l'aplatissement sur la sonnette [46]. Température de l'essai, °C :
1 — 300 ; 2 — 350 ; 3 — 400 ; 4 — 450

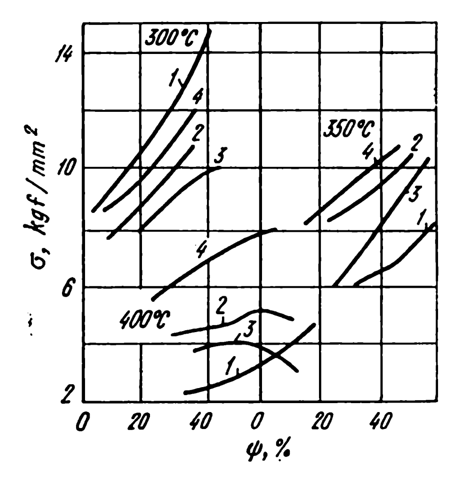


Fig. 362. Courbes de durcissement de l'alliage MA8 [99] (1,78% Mn). Vitesse de déformation, s^{-1} :
1 — $4\cdot10^{-3}$; 2 — $1,33\cdot10^{-2}$; 3 — $4\cdot10^{-2}$; 4 — $1,2\cdot10^{-1}$

Propriétés mécaniques de l'alliage laminé MA8 en fonction de la température de l'essai [51]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	σ_t, kgf/mm²	δ, %
	Dans le sens de laminage		A travers du laminage	
20	26,5	12	25,0	15
100	19,5	24	18,5	18
150	16,0	30	15,0	32
175	14,0	31	13,0	31
220	10,5	34	10,5	34
250	9,0	40	9,0	40
300	6,5	58	6,5	58
350	5,0	78	5,0	78
400	3,5	110	3,5	110
450	3,0	122	3,0	122

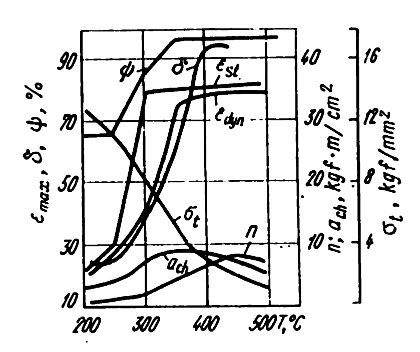


Fig. 363. Propriétés mécaniques de l'alliage MA8 à des températures élevées [50] après pressage à chaud

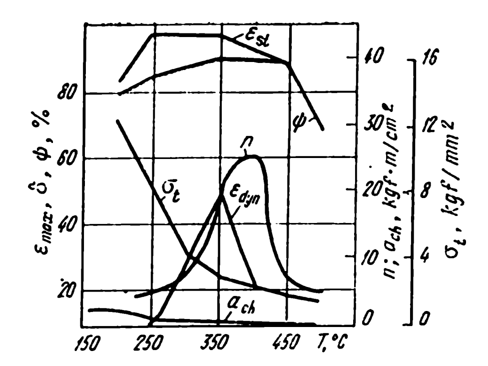


Fig. 364. Propriétés mécaniques de l'alliage BM65-1 à des températures élevées [50] après pressage à chaud

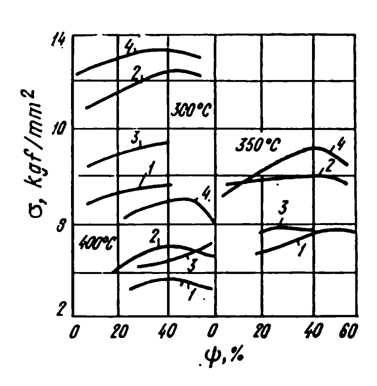


Fig. 365. Courbes de durcissement de l'alliage BM65-1 [99] (5,50% Zn ; 0,45% Zr). Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — $4 \cdot 10^{-3}$; *2* — $1{,}33 \cdot 10^{-2}$; *3* — $4 \cdot 10^{-2}$; *4* — $1{,}2 \cdot 10^{-1}$

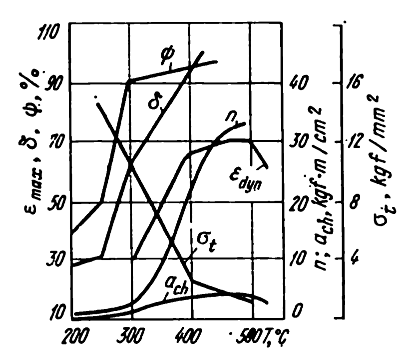


Fig. 366. Propriétés mécaniques de l'alliage BM-17 à des températures élevées [50] après pressage à chaud

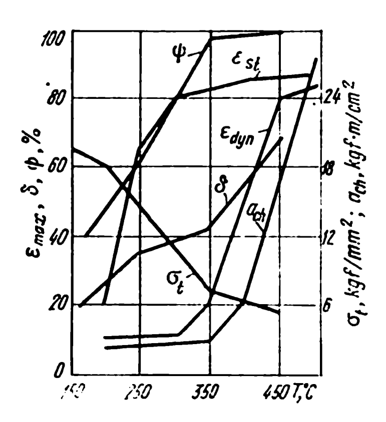


Fig. 367. Propriétés mécaniques de l'alliage BMД-3 à des températures élevées [50]

Sur les conditions des essais des alliages de titane

Métal, alliage	Conditions des essais		Numéro de la figure, du tableau	Bibliographie	Description de la méthode (voir l'Annexe)	Caractéristique des propriétés mécaniques
	T_{es}, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}				
Ti, % : 99,9 99,7	20	$4 \cdot 10^{-3}$-1000	Fig. 368	[100]	+	σ
99,9	20-1000	0,25-16	Fig. 369	[100]	+	σ
99,9	400-900	0,1-10	Fig. 370	[67]	+	σ
99,1	20-1000	$2 \cdot 10^{-1}$-16	Fig. 371	[30]	+	σ
BT1-0	700-1000	0,1-16,6	Fig. 372	[102]	+	σ
BT1-0 (avec Mo)	20-800	$\sim 10^{-4}$	Fig. 373	[104]	+	σ_t
BT1	600-1200	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Fig. 374	[40]	+	σ_t, δ, a_{ch}, ε
	20-450	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 82	[43]	+	σ_t, $\sigma_{0,2}$, δ, E
	20-450	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 83	[43]	+	σ_t, $\sigma_{0,2}$, δ, E
	600-1100	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Fig. 375	[40]	+	q
BT2	1000, 1100	$\sim 10^{2}$	Fig. 376	[40]	+	a_{ch}
OT4	500-1000	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Fig. 377	[50]	—	σ_t, a_{ch}, δ, ε
	600-1000	$2 \cdot 10^{-3}$-10	Fig. 378	[101]	+	σ
	700-1100	10^{-2}-10^{2}	Fig. 379	[106]	+	σ

OT4-1	700-1100	10^{-2}-10^{2}	Fig. 380	[103]	+	σ
BT3, BT3-1	600-1200	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Fig. 381	[40]	+	σ_t, δ, a_{ch}, ε
BT3-1	600-1200 800-1100 700-1100 850-1100 20-1200	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$ 0,1-16,6 10^{-2}-10^{2} 750 10^{0}-10^{2}	Fig. 382 Fig. 383 Fig. 384 Fig. 385 Fig. 386	[40] [102] [103] [105] —	+ + + — +	σ σ σ σ σ
BT4	600-1200	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Fig. 387	[40]	+	σ_t, a_{ch}, δ, ε
BT5	20-450 700-1200 — 20-1200 950-1200	$\sim 10^{-4}$ 10^{-4}; 10^{2} $\sim 10^{2}$ 10^{0}-10^{2} 10^{-3}-$3 \cdot 10^{2}$	Tabl. 84 Fig. 388 Fig. 389 Fig. 390 Fig. 391	[43] [40] [40] — [107]	+ + — + +	σ_t, $\sigma_{0,2}$, δ, E σ_t, δ, a_{ch}, ε a_{ch} σ σ
BT5-1	600-1200 800-1100	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$ 0,1-16,6	Fig. 392 Fig. 393	[49] [102]	+ +	σ σ
BT5-1	20-1200	10^{0}-10^{2}	Fig. 394	—	+	σ
BT-6	700-1100 700-1100 600-1200	10^{-2}-10^{2} $\sim 10^{2}$ $\sim 10^{2}$	Fig. 395 Fig. 396 Fig. 397	[106] [40] [50]	+ + —	σ q a_{ch}, ε

Suite

Métal, alliage	Conditions des essais		Numéro de la figure, du tableau	Bibliographie	Description de la méthode (voir l'Annexe)	Caractéristique des propriétés mécaniques
	T_{es}, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}				
BT-6C	400-700	0,5	Fig. 398	—	+	σ
	20-1200	10^0-10^2	Fig. 399	—	+	σ
BT-6C, BT14	20-400	$\sim 10^{-4}$	Fig. 400	[108]	+	σ
BT8	600-1200	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^2$	Fig. 401	[50]	—	σ_t, δ, a_{ch}, ε
	600-1000	$2 \cdot 10^{-3} = 10$	Fig. 402	[101]	+	σ
BT14	800-1100	0,1-16,6	Fig. 403	[102]	+	σ
	500-750	0,5-5	Fig. 404	—	+	σ
	400-1000	$2 \cdot 10^{-3} = 10$	Fig. 405	[101]	+	σ
	700-1100	10^{-2}-10^2	Fig. 406	[106]	+	σ
	900-1200	0,05	Fig. 407	[107]	+	σ
BT15	900-1200	0,05	Fig. 408	[107]	+	σ
	300-550	0,5 ; 5	Fig. 409	—	+	σ
BT16	400-550	0,5-50	Fig. 410	—	+	σ
	700-1100	10^{-2}-10^2	Fig. 411	[103]	+	σ
BT20	400-850	0,5-50	Fig. 412	—	+	σ
BT22	900-1050	0,5-4	Fig. 413	—	+	σ
	900-1050	0,5-4	Fig. 414	—	+	σ

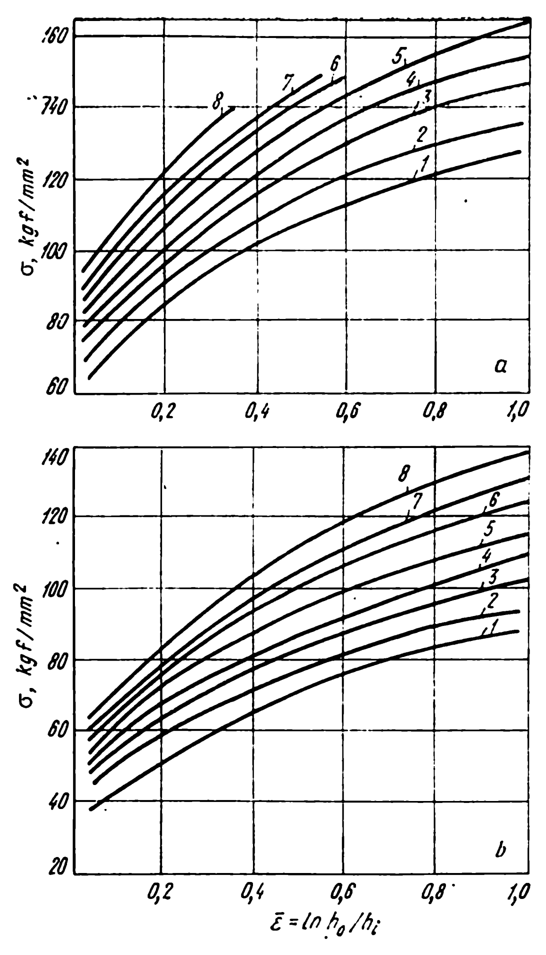


Fig. 368. Courbes de durcissement (à 20 °C) du titane recuit de la pureté 99,7% (*a*) et 99,9% (*b*) dans le cas des essais de compression [100]. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — $4 \cdot 10^{-3}$; *2* — $3,2 \cdot 10^{-2}$; *3* — $2,5 \cdot 10^{-1}$; *4* — 2 ; *5* — 16 ; *6* — 126 ; *7* — 500 ; *8* — 1000

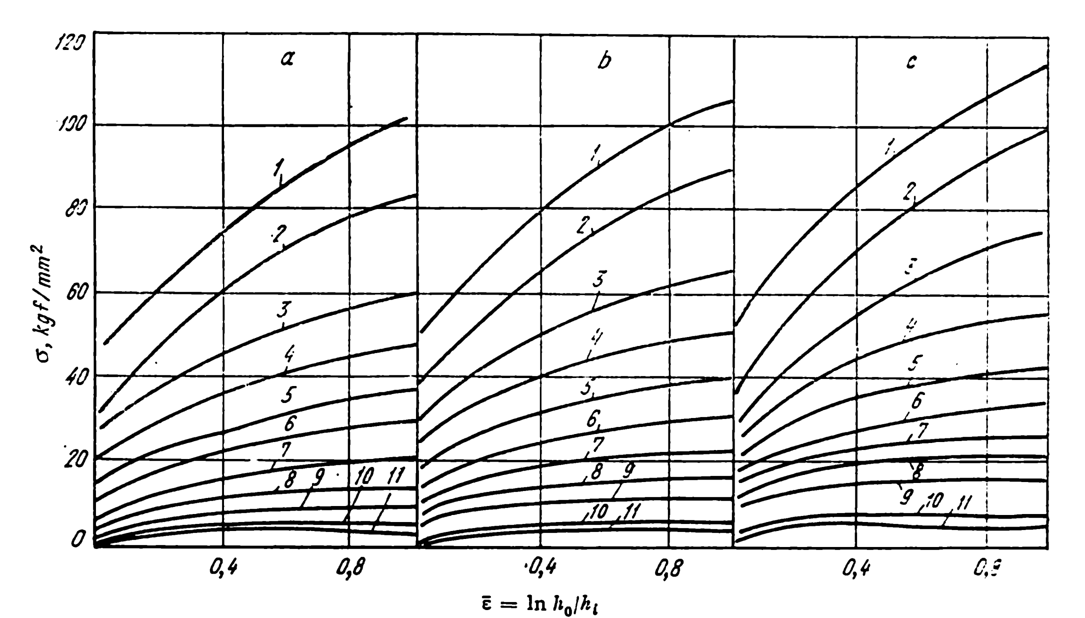


Fig. 369. Courbes de durcissement du titane recuit (99,9%) à des températures élevées [100].
Vitesse de déformation, s^{-1} :

a — 0,25 ; *b* — 2 ; *c* — 16

Température de l'essai, °C :

1 — 20 ; *2* — 100 ; *3* — 200 ; *4* — 300 ; *5* — 400 ; *6* — 500 ; *7* — 600 ; *8* — 700 ; *9* — 800 ; *10* — 900 ; *11* — 1000

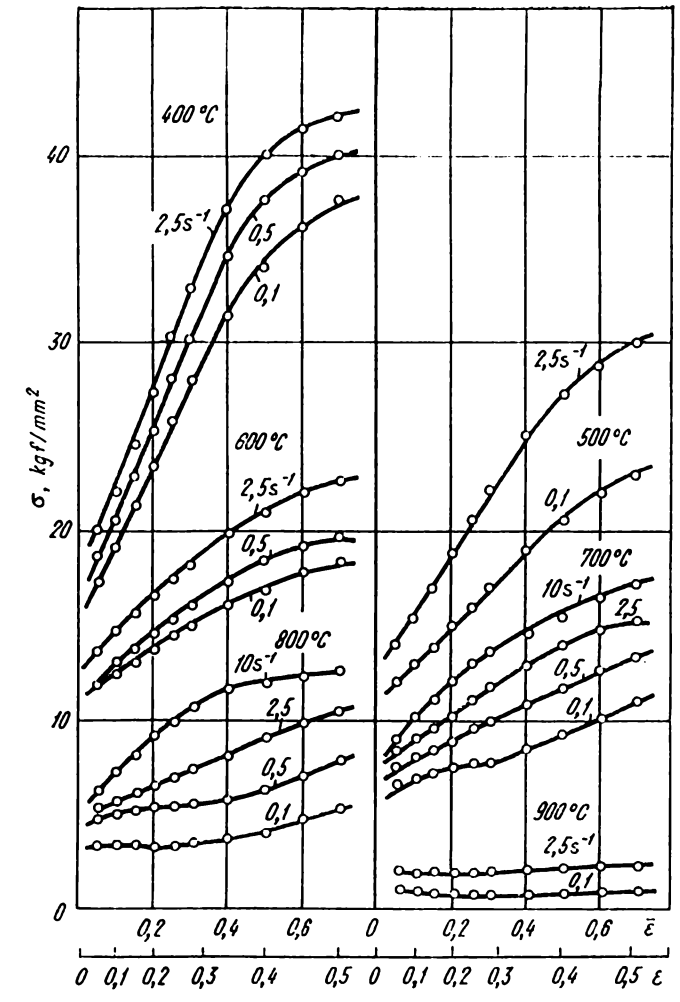


Fig. 370. Courbes de durcissement des éprouvettes de titane laminé à chaud et recuit (99,9%) [67] de dimension 12 × 18 mm (compression) à des températures élevées

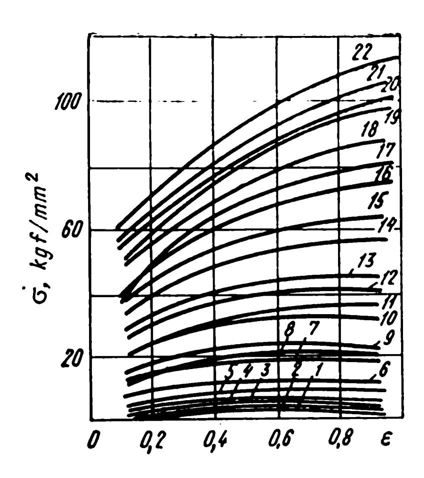


Fig. 371. Courbes de durcissement du titane (99,1%) [30] :

Courbe	Température, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}	Courbe	Température, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}
1	1000	$2\cdot10^{-1}$	12	400	2,0
2	900	$2\cdot10^{-1}$	13	400	1,6·10
3	900	2,0	14	200	$2\cdot10^{-1}$
4	900	1,6·10	15	200	2,0
5	800	$2\cdot10^{-1}$	16	200	1,6·10
6	800	2,0	17	200	$2\cdot10^{-1}$
7	800	1,6·10	18	100	2,0
8	600	$2\cdot10^{-1}$	19	100	1,6·10
9	600	2,0	20	20	$2\cdot10^{-1}$
10	600	1,6·10	21	20	2,0
11	400	$2\cdot10^{-1}$	22	20	1,6·10

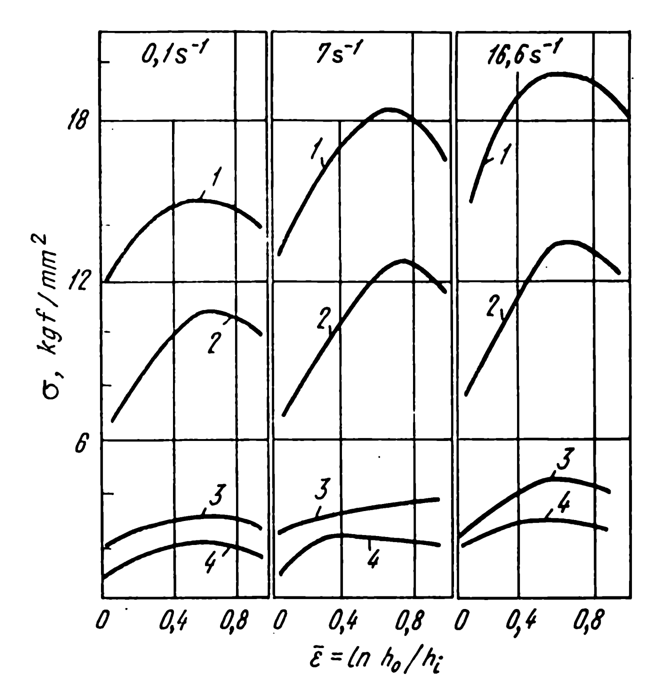


Fig. 372. Courbes de durcissement du titane BT 1-0 [102]. Température de l'essai, °C :
1 — 700 ; *2* — 800 ; *3* — 900 ; *4* — 1000

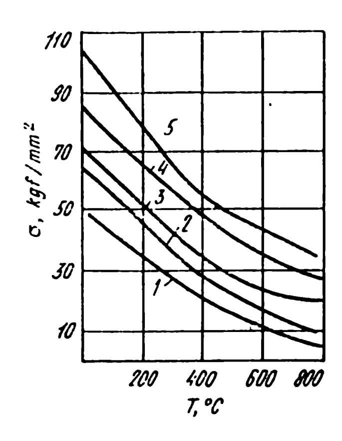


Fig. 373. Influence de la température de l'essai sur la valeur de σ_t du titane BT 1-0 armé de molybdène [104]. Teneur en molybdène, % : *1* — 0; *2* — 10; *3* — 20; *4* — 32; *5* — 44

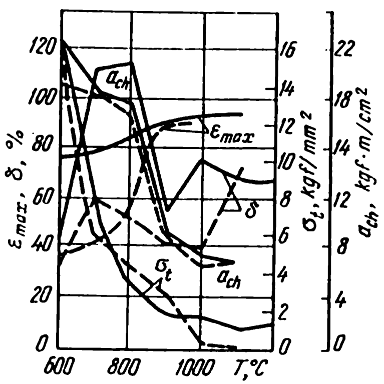


Fig. 374. Propriétés mécaniques du titane BT 1 [40]. Lignes en traits pleins — état forgé, lignes en pointillé — état coulé

Tableau 82

Propriétés mécaniques d'une barre d'alliage BT 1 (charge statique de traction [43])

Température de l'essai, °C	E, kgf/mm²	Coefficient de Poisson μ	σ_t	$\sigma_{0,2}$	δ_{10}, %
			kgf/mm²		
20	11 700	0,33	60	47	15,0
250	9600	0,37	30	21	24,5
350	9100	—	24	19	20,0
450	8000	0,41	20	17	13,0

Nota. Une barre de diamètre de 22 mm ; recuit à 700 °C, séjour pendant 1 h, refroidissement à l'air.

Propriétés mécaniques d'une tôle d'alliage BT1 (charge statique de traction [43])

Température de l'essai, °C	E, kgf/mm²	σ_t (kgf/mm²)	$\sigma_{0,2}$ (kgf/mm²)	$\delta_{11,3\sqrt{F}}$, %
20	10 400	50	37	31
250	8200	25	16	31
350	7600	20	13	27
450	—	16	13	16

Nota. Une tôle d'épaisseur de 1 mm; recuit à 700 °C; séjour pendant 1 h, refroidissement à l'air.

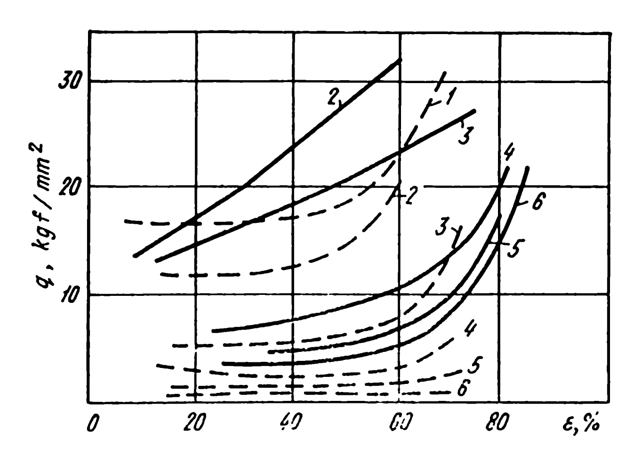


Fig. 375. Courbes de durcissement de l'alliage de titane BT1 dans le cas de l'aplatissement sur la presse (lignes en pointillé) et sur la sonnette (lignes en traits pleins) [40]. Température de l'essai, °C :
1 — 600; *2* — 700; *3* — 800; *4* — 900; *5* — 1000; *6* — 1100

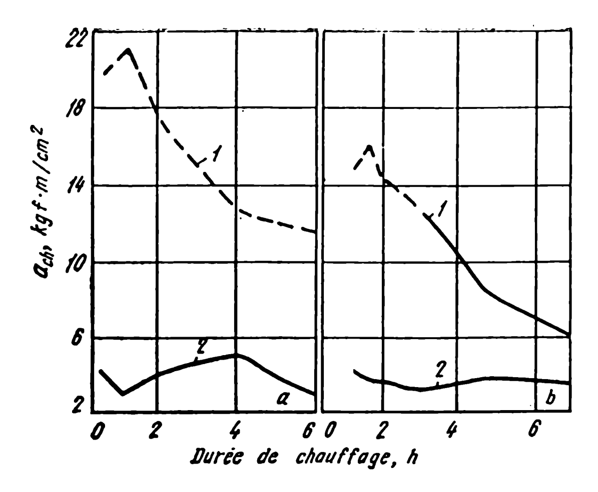


Fig. 376. Résilience de l'alliage BT2 à la température de 1000 (*a*) et 1100 °C (*b*) [40] :

1 — état forgé; *2* — état coulé. Lignes en pointillé — flexion (sans rupture) des éprouvettes; lignes en traits pleins — rupture des éprouvettes

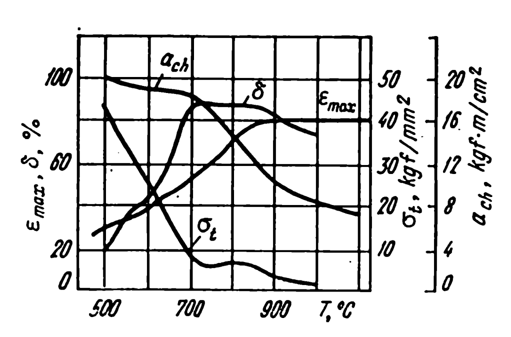


Fig. 377 Propriétés mécaniques de l'alliage de titane OT4 [50]

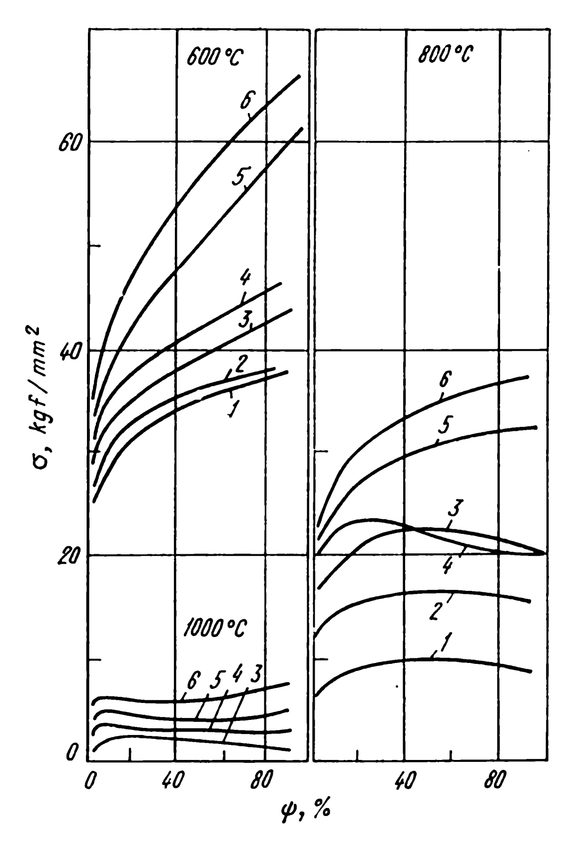


Fig. 378. Courbes de durcissement de l'alliage OT4 [101]. Vitesse de déformation, s^{-1} :

$1 - 2{,}7 \cdot 10^{-3}$; $2 - 1{,}33 \cdot 10^{-2}$; $3 - 4 \cdot 10^{-2}$; $4 - 1{,}1$; $5 - 5$; $6 - 10$

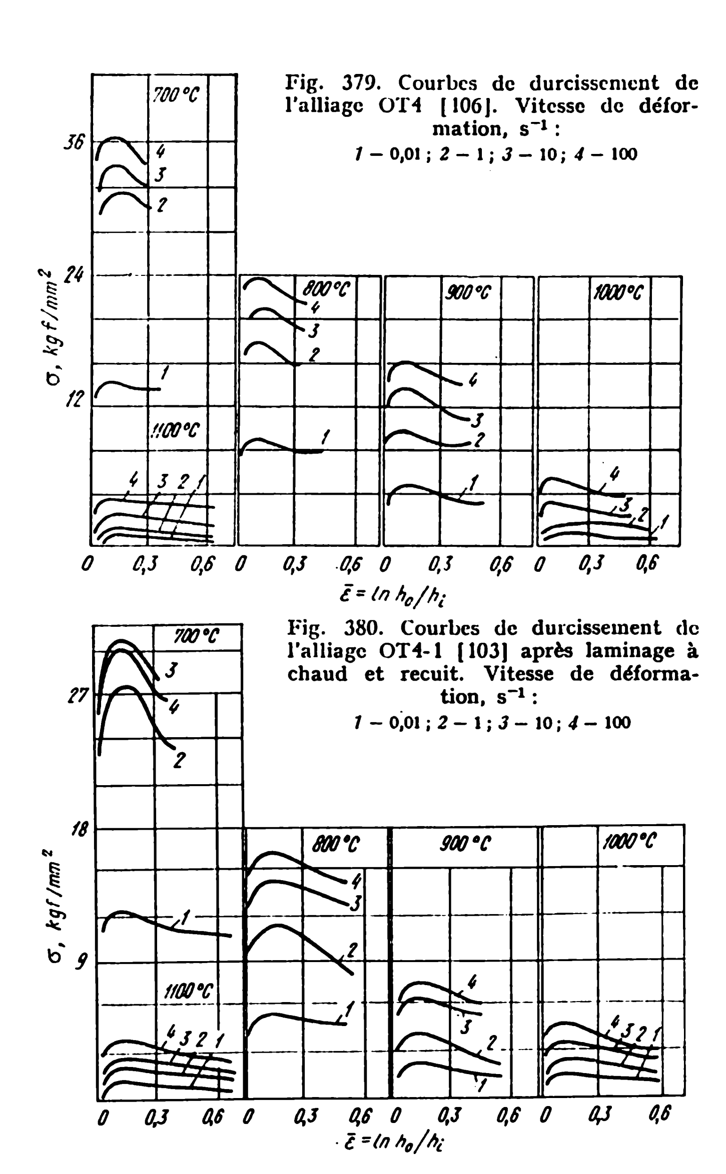


Fig. 379. Courbes de durcissement de l'alliage OT4 [106]. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 – 0,01 ; *2* – 1 ; *3* – 10 ; *4* – 100

Fig. 380. Courbes de durcissement de l'alliage OT4-1 [103] après laminage à chaud et recuit. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 – 0,01 ; *2* – 1 ; *3* – 10 ; *4* – 100

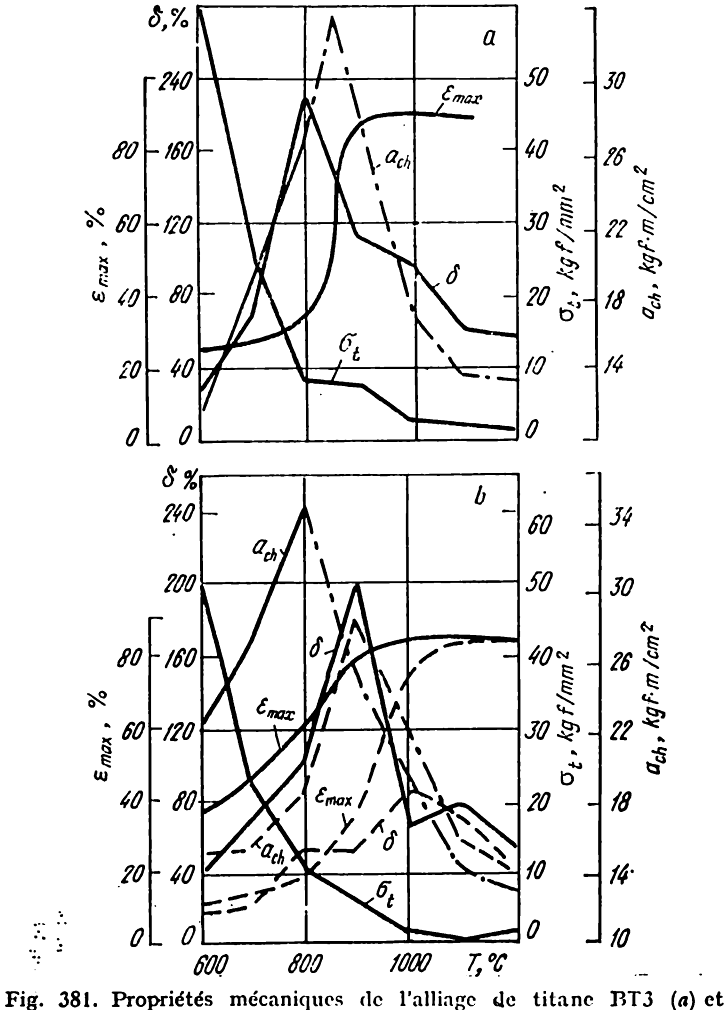


Fig. 381. Propriétés mécaniques de l'alliage de titane BT3 (*a*) et BT3-1 (*b*) [40] :

lignes en traits pleins — état forgé ; lignes en pointillé — état coulé ; lignes en traits mixtes — flexion (sans rupture) des éprouvettes

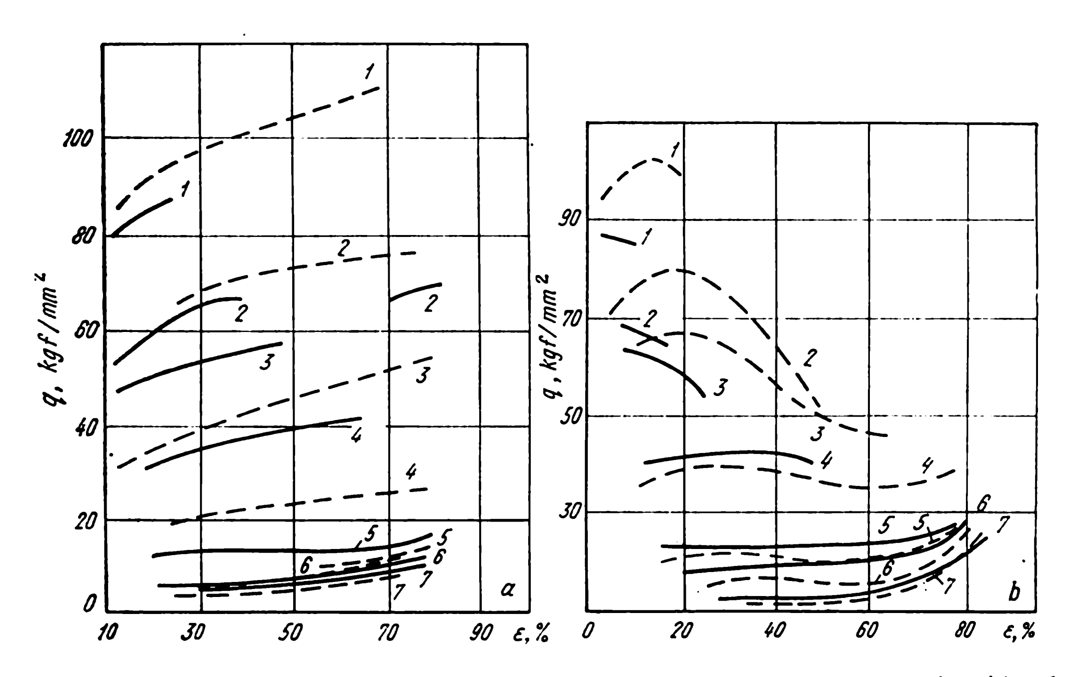


Fig. 382. Courbes de durcissement de l'alliage de titane BT3-1 soumis à la déformation statique (*a*) et dynamique (*b*)[40]. Lignes en pointillé–état coulé, lignes en traits pleins–état forgé. Température de l'essai, °C: 1 — 600; 2 — 700; 3 — 800; 4 — 900; 5 — 1000; 6 — 1 100; 7 — 1200

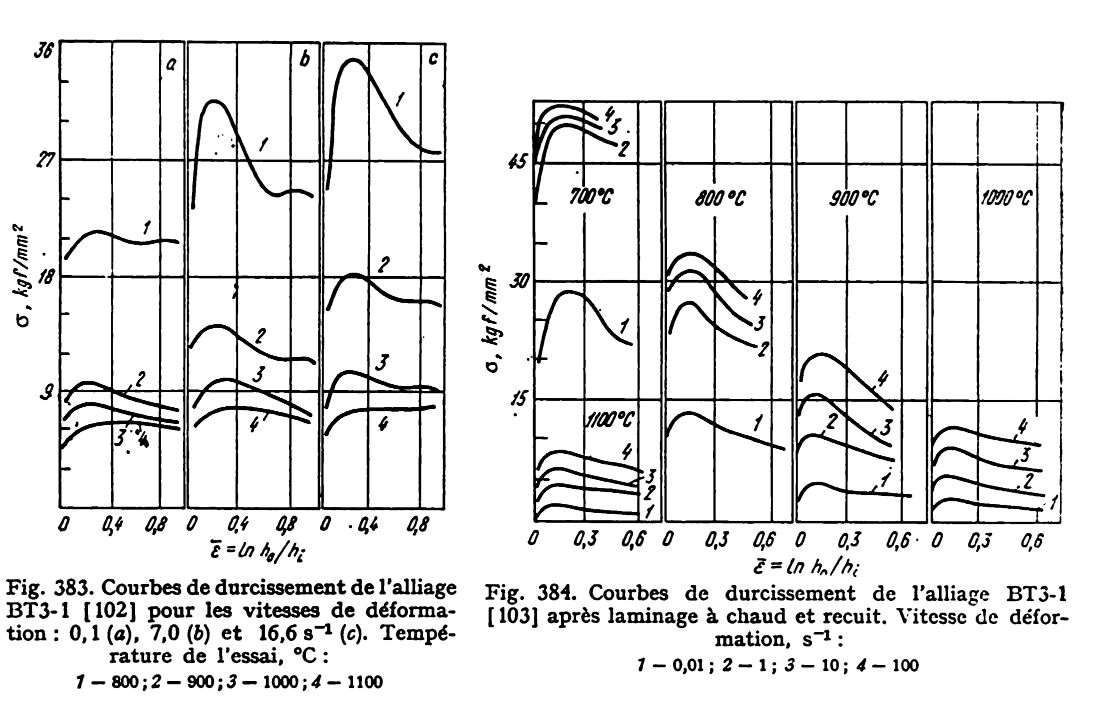


Fig. 383. Courbes de durcissement de l'alliage BT3-1 [102] pour les vitesses de déformation : 0,1 (*a*), 7,0 (*b*) et 16,6 s^{-1} (*c*). Température de l'essai, °C :

1 — 800 ; *2* — 900 ; *3* — 1000 ; *4* — 1100

Fig. 384. Courbes de durcissement de l'alliage BT3-1 [103] après laminage à chaud et recuit. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — 0,01 ; *2* — 1 ; *3* — 10 ; *4* — 100

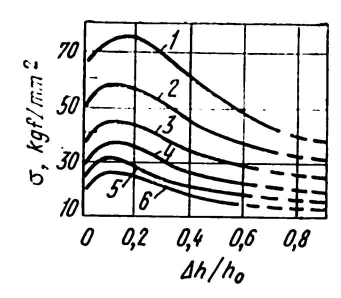


Fig. 385. Courbes de durcissement de l'alliage BT3-1 à des vitesses de déformation très élevées ($\dot{\varepsilon} = 750\ s^{-1}$) [105]. Température de l'essai, °C :

1 — 850 ; *2* — 900 ; *3* — 950 ; *4* — 1000 ; *5* — 1050 ; *6* — 1100

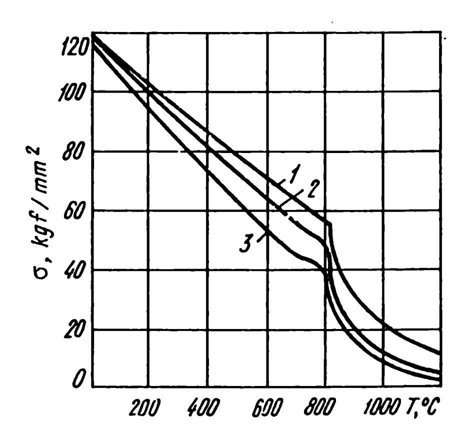


Fig. 386. Influence de la température de l'essai sur la valeur de σ de l'alliage de titane BT3-1 (6,3% Al ; 2,8% Mo ; 1,9% Cr ; 0,41% Fe). Vitesse de déformation (ε = 10%), s^{-1} :

1 — 10^2 ; *2* — 10^1 ; *3* — 10^0

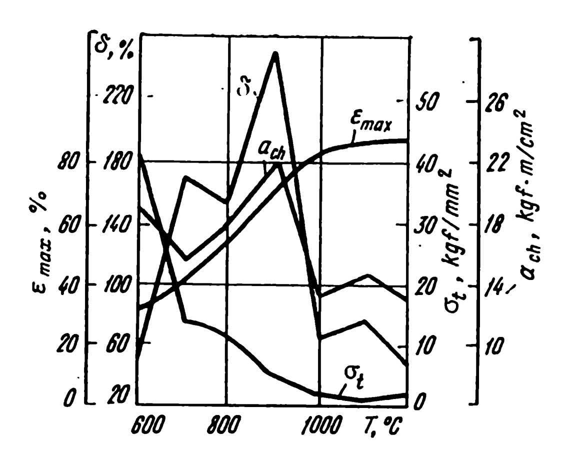


Fig. 387. Propriétés mécaniques de l'alliage de titane BT4 [40]

Tableau 84

Propriétés mécaniques de l'alliage BT5 (charge statique de traction [43])

Température de l'essai, °C	E, kgf/mm²	σ_t	$\sigma_{0,2}$	$\delta_{11,3\sqrt{F}}$, %
		kgf/mm²		
20	10 500	80	69	14,5
350	8150	46	36	18,0
450	7000	43	35	14,0

Nota. Une tôle d'épaisseur de 2,0 mm ; recuit à 700°C, séjour pendant 1 h, refroidissement à l'air.

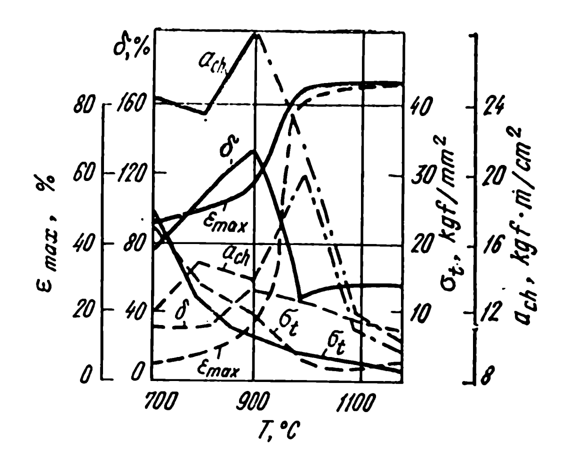


Fig. 388. Propriétés mécaniques de l'alliage de titane BT5 [40]. Lignes en traits pleins — état forgé, lignes en pointillé — état coulé

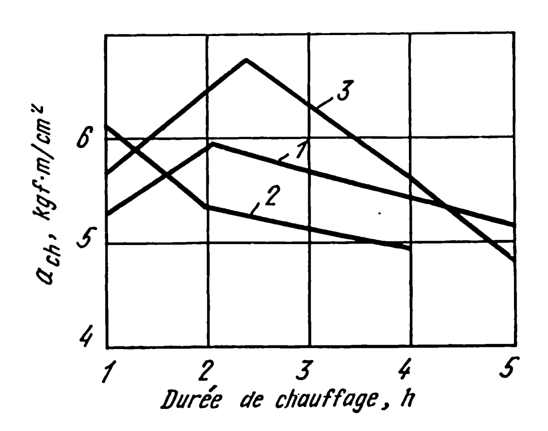


Fig. 389. Influence des conditions de chauffage sur la résilience de l'alliage BT5 [40] :

1 — four chauffé à l'huile, atmosphère oxydante; *2* — four chauffé à l'huile, atmosphère réductrice; *3* — four électrique

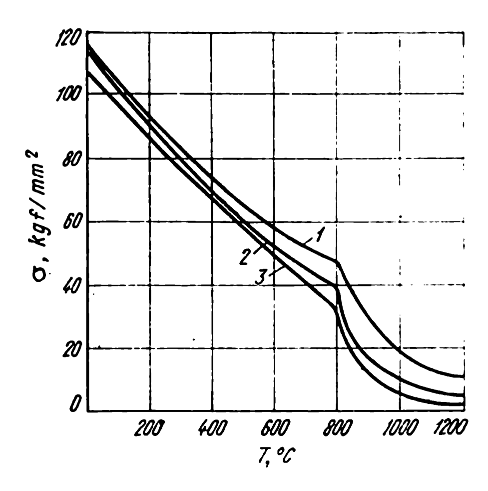


Fig. 390. Influence de la température de l'essai sur la valeur de σ de l'alliage BT5 (5,2% Al ; 0,30% Zr ; 0,5% Mo ; 0,8% V). Vitesse de déformation (ε = 10%), s^{-1} :

1 — 10^2 ; *2* — 10^1 ; *3* — 10^0

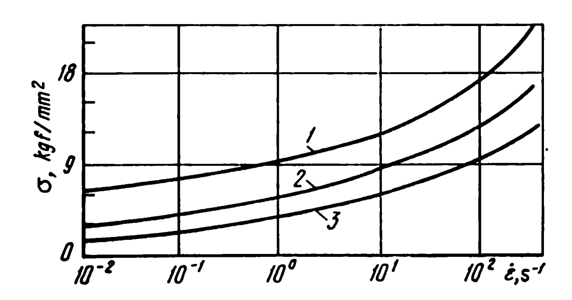


Fig. 391. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de σ de l'alliage BT5 (ε = 30%) [107]. Température de l'essai, °C :

1 — 950 ; *2* — 1100 ; *3* — 1200

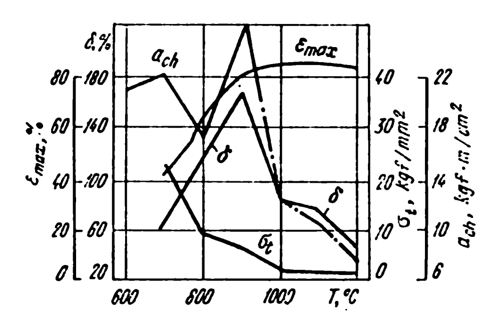


Fig. 392. Propriétés mécaniques de l'alliage BT5-1 [49]

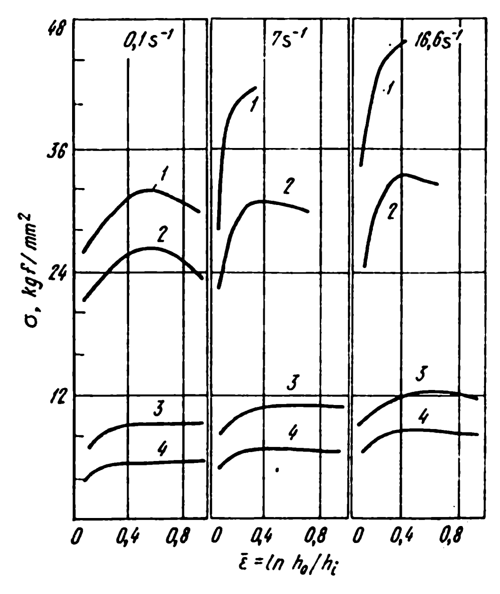


Fig. 393. Courbes de durcissement de l'alliage BT5-1 [102]. Température de l'essai, °C :

1 — 800 ; *2* — 900 ; *3* — 1000 ; *4* — 1100

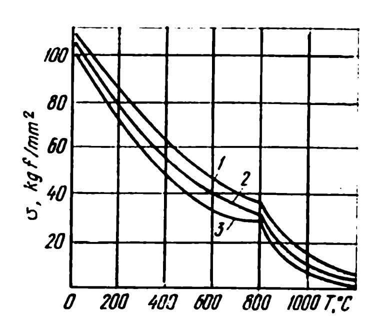


Fig. 394. Influence de la température de l'essai sur la valeur de σ de l'alliage BT5-1 (5,4% Al; 0,30% Zr; 2,3% Sn). Vitesse de déformation (ε = 10%), s^{-1} :

1 — 10^2; *2* — 10^1; *3* — 10^0

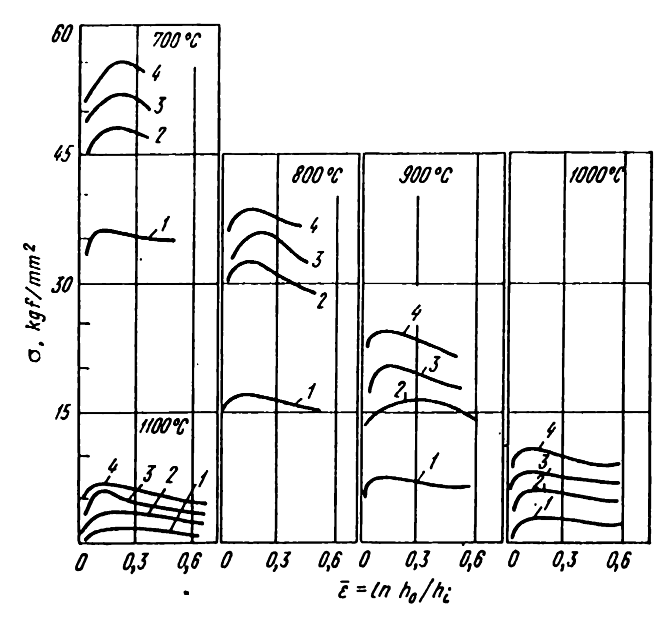


Fig. 395. Courbes de durcissement de l'alliage BT-6 [106]. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — 0,01; *2* — 1; *3* — 10; *4* — 100

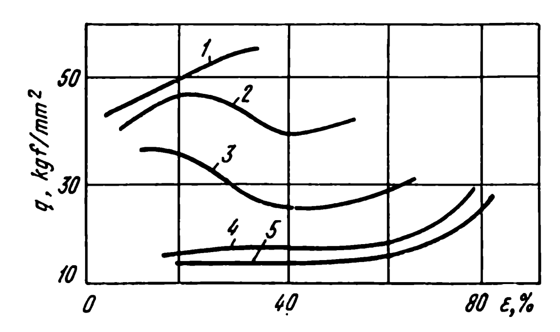


Fig. 396. Courbes de durcissement de l'alliage BT-6 dans le cas de l'aplatissement sur la sonnette [40]. Température de l'essai, °C :

1 — 700; 2 — 800; 3 — 900; 4 — 1000; 5 — 1100

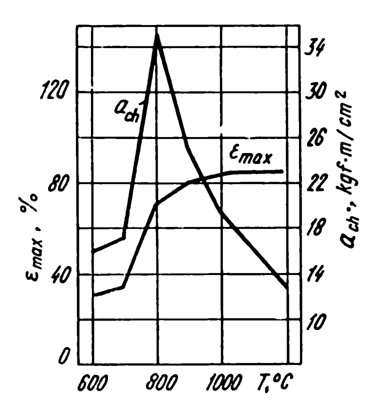


Fig. 397. Plasticité de l'alliage de titane BT-6 [50]

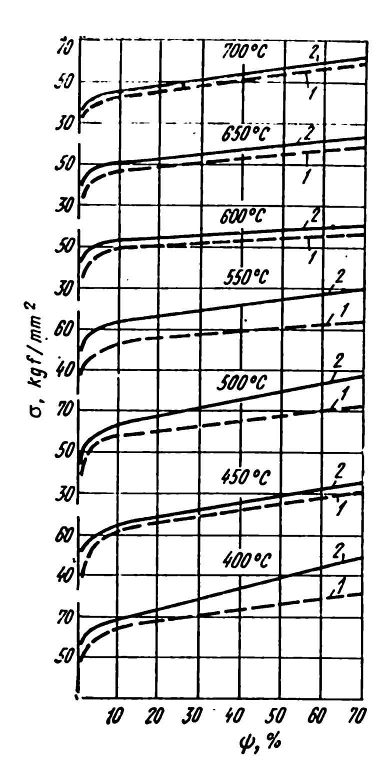


Fig. 398. Courbes de durcissement de l'alliage BT-6C dans les conditions de la déformation « demi-chaude ». Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 – 0,5; *2* – 5

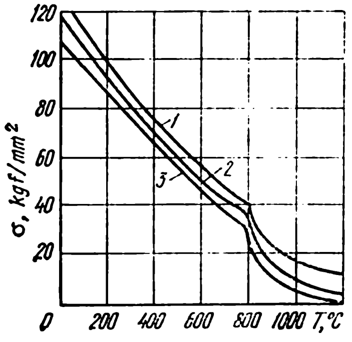


Fig. 399. Influence de la température de l'essai sur la valeur de σ de l'alliage BT6C (5,4% Al; 4,1% V). Vitesse de déformation (ε = 10%), s^{-1} :

1 – 10^2; *2* – 10^1; *3* – 10^0

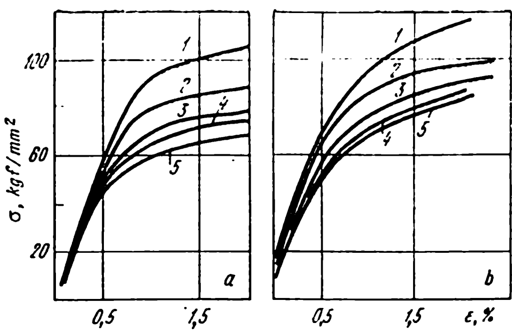


Fig. 400. Courbes de durcissement de l'alliage BT6C (*a*) et BT14 (*b*) [108]. Température de l'essai, °C :
1 — 20 ; *2* — 100 ; *3* — 200 ; *4* — 300 ; *5* — 400

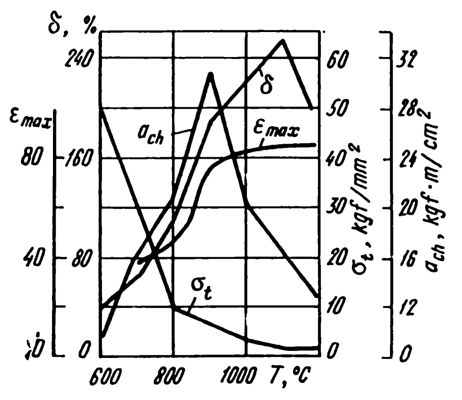
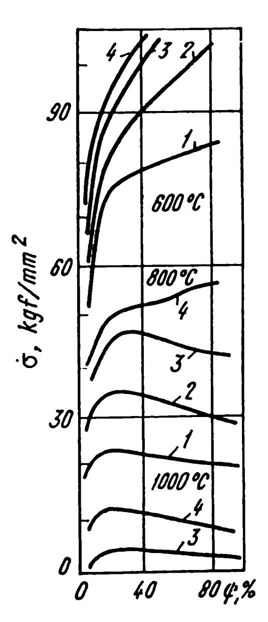
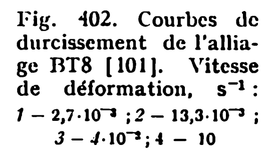


Fig. 401. Propriétés mécaniques de l'alliage de titane BT8 [50]




Fig. 402. Courbes de durcissement de l'alliage BT8 [101]. Vitesse de déformation, s^{-1} :
1 — $2{,}7 \cdot 10^{-3}$; *2* — $13{,}3 \cdot 10^{-3}$; *3* — $4 \cdot 10^{-2}$; *4* — 10

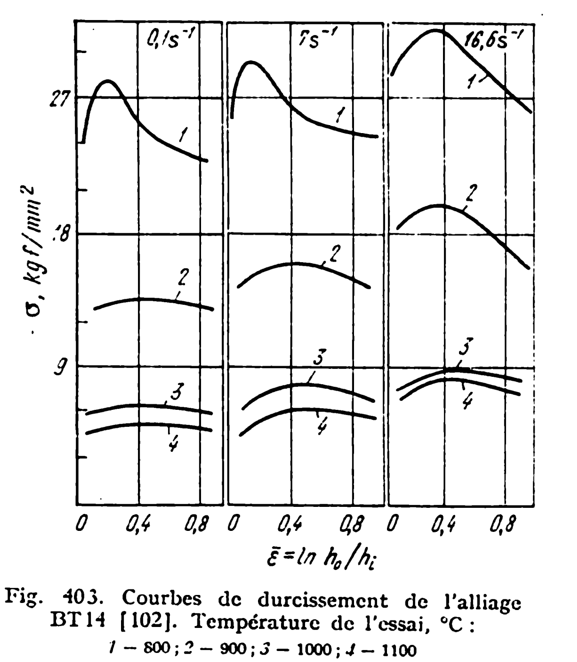


Fig. 403. Courbes de durcissement de l'alliage BT14 [102]. Température de l'essai, °C :

1 — 800 ; 2 — 900 ; 3 — 1000 ; 4 — 1100

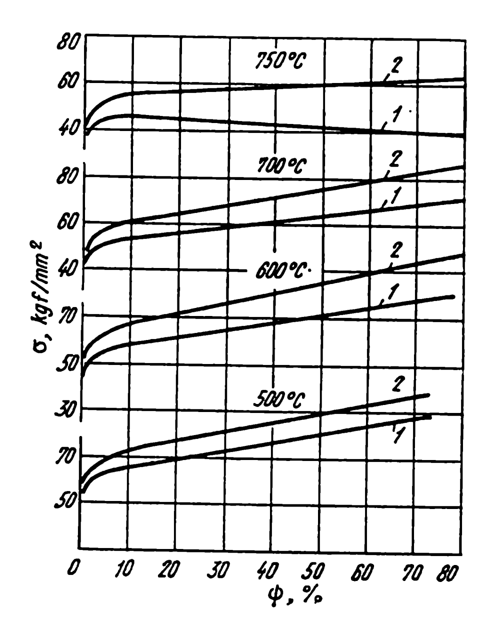


Fig. 404. Courbes de durcissement de l'alliage BT14 dans les conditions de la déformation « demi-chaude ». Vitesse de déformation, s^{-1}

1 — 0,5 ; 2 — 5

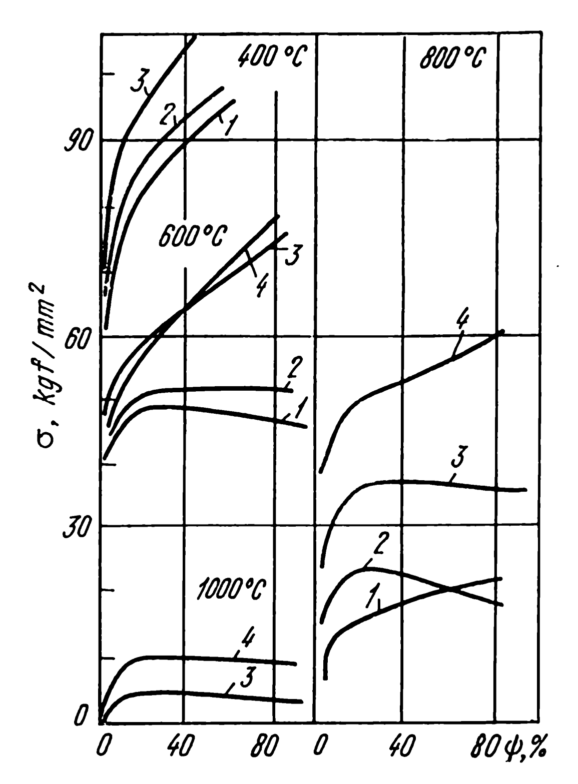


Fig. 405. Courbes de durcissement de l'alliage BT14 [101]. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — $2,7 \cdot 10^{-3}$; *2* — $13,3 \cdot 10^{-3}$; *3* — $4 \cdot 10^{-2}$; *4* — 10

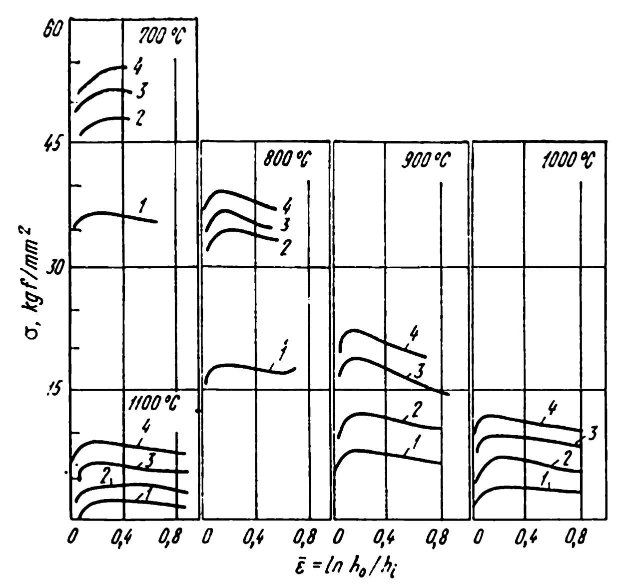


Fig. 406. Courbes de durcissement de l'alliage BT14 [106]. Vitesse de déformation, s^{-1} :
1 — 0,01 ; *2* — 1 ; *3* — 10 ; *4* — 100

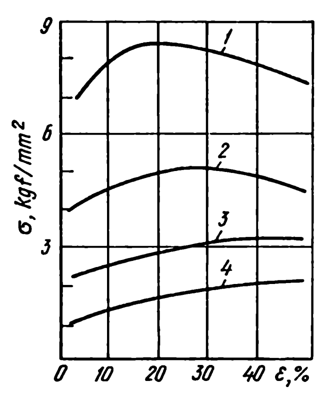
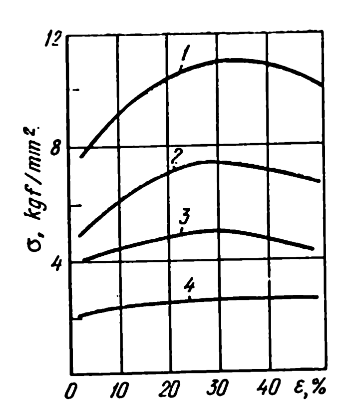


Fig. 407. Courbes de durcissement de l'alliage BT14 pour $\dot{\varepsilon} = 0{,}05\ s^{-1}$ [107]. Température de l'essai, °C :
1 — 900 ; *2* — 1000 ; *3* — 1100 ; *4* — 1200

Fig. 408. Courbes de durcissement de l'alliage BT15 pour $\dot{\varepsilon} = 0{,}05$ s^{-1} [107]. Température, °C :
1 – 900 ; 2 – 1000 ; 3 – 1100 ; 4 – 1200



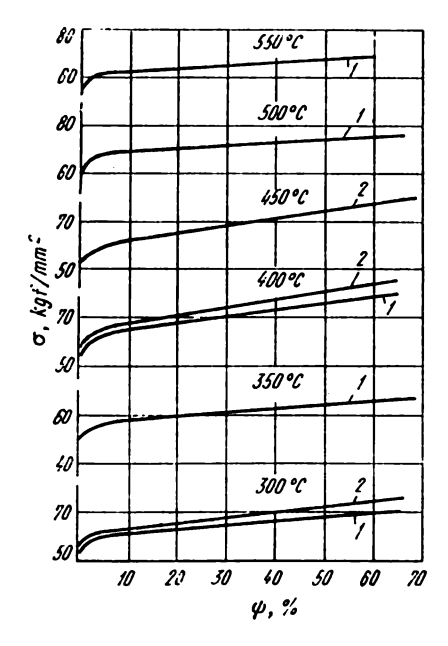


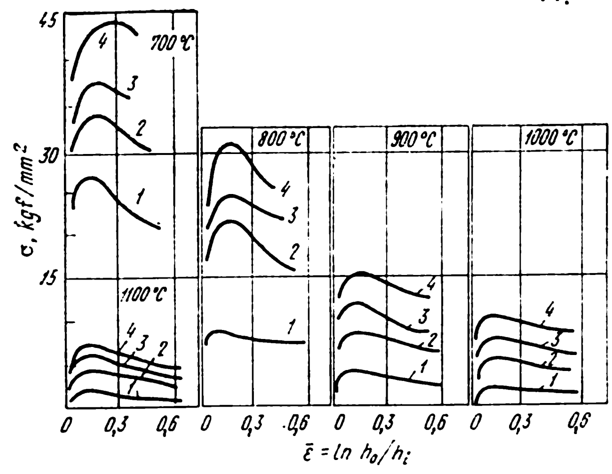
Fig. 409. Courbes de durcissement de l'alliage BT15 dans les conditions de la déformation « demi-chaude ». Vitesse de déformation, s^{-1} :
1 – 0,5 ; 2 – 5

Fig. 410. Courbes de durcissement de l'alliage BT 16 dans les conditions de la déformation « demi-chaude ». Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 – 0,5 ; 2 – 5 ; 3 – 50

Fig. 411. Courbes de durcissement de l'alliage BT 16 [103] après laminage à chaud et recuit. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 – 0,01 ; 2 – 1 ; 3 – 10 ; 4 – 100



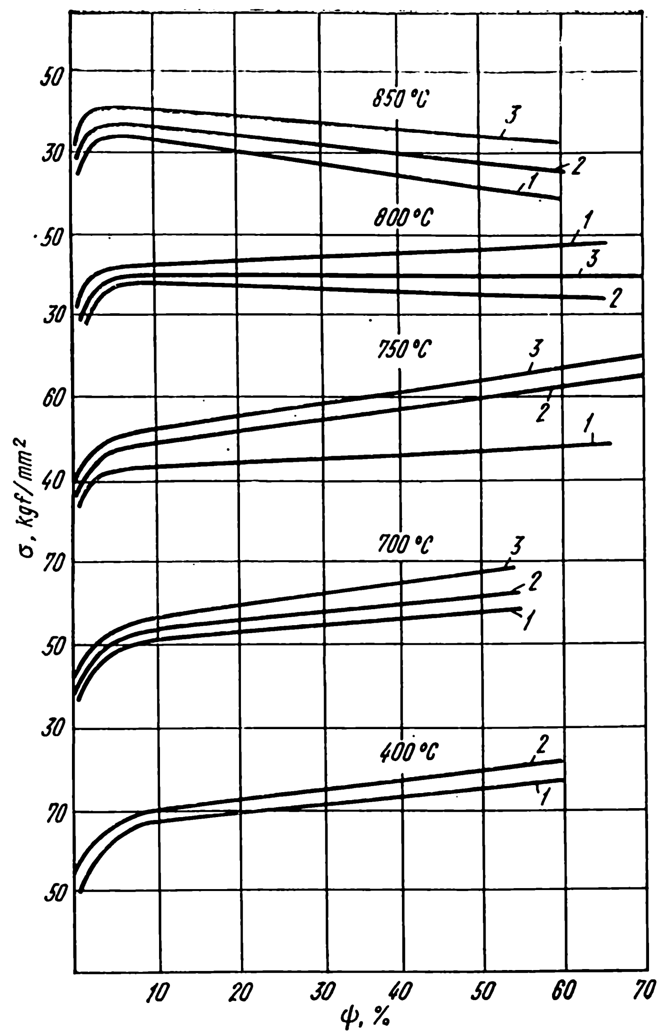


Fig. 412. Courbes de durcissement de l'alliage BT20 dans les conditions de la déformation « demi-chaude ». Vitesse de déformation, s^{-1} : *1* — 0,5 ; *2* — 5 ; *3* — 50

Fig. 413. Courbes de durcissement de l'alliage BT22 ordinaire (lignes en traits pleins) et en état forgé complexe (lignes en pointillé). Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — 0,5; *2* — 1,5; *3* — 2,5; *4* — 4

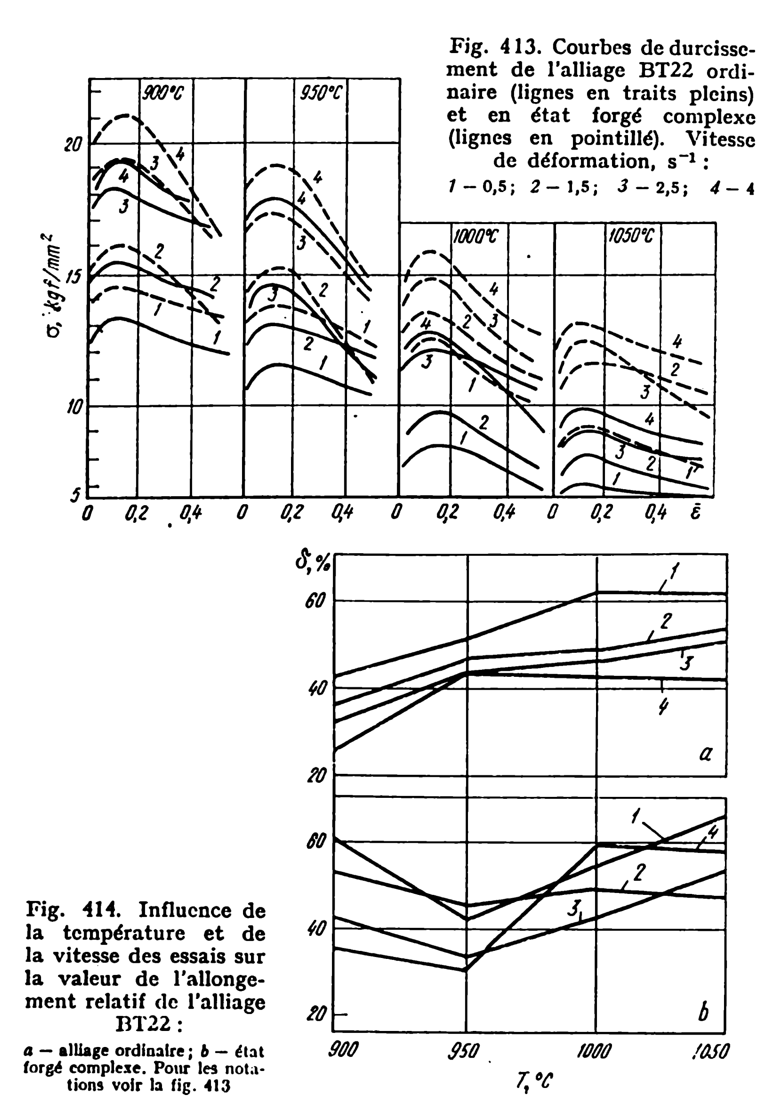


Fig. 414. Influence de la température et de la vitesse des essais sur la valeur de l'allongement relatif de l'alliage BT22 :

a — alliage ordinaire; *b* — état forgé complexe. Pour les notations voir la fig. 413

Sur les conditions des essais des alliages à base de cuivre et de nickel

Métal, alliage	Conditions des essais		Numéro de la figure, du tableau	Bibliographie	Description de la méthode (voir l'Annexe)	Caractéristique des propriétés mécaniques
	T_{es}, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}				
Cu	20	10^{-4}	Fig. 415	[47]	+	σ
M0, M1, M2	20	$5 \cdot 10^{-3}$-50	Fig. 416	[109]	+	σ
—	20-370	$\sim 10^{-4}$	Fig. 417	—	—	σ
—	500-850	$\sim 10^{-2}$	Fig. 418	[7, 11]	—	σ
M1	450-950	0,4-18	Fig. 419	[44]	+	σ
M1	20-650	1-50	Fig. 420	[110]	+	σ
99,99	18-800	0,1-10	Fig. 421	[67]	+	σ
99,95	18-900	0,1-2,5	Fig. 422	[67]	+	σ
M1	600-950	~ 10	Fig. 423	[111]	+	σ
АМФ(99,89)	450-950	0,4-18	Fig. 424	[44]	+	σ
99,2	20	10^{-3}-10^{-4}	Fig. 425	[79]	+	σ
—	20-800	$\sim 10^{-4}$	Fig. 426	[50]	—	σ_t, δ, ψ
—	20-723	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Tabl. 85	[51]	—	σ_t, δ, ψ, a_{ch}
—	20-723	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Tabl. 86	[51]	—	σ_t, δ, ψ, a_{ch}
99,9; 99,5	20-500	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 87	[51]	—	σ_t, δ
Л98	18-800	0,1-10	Fig. 427	[67]	+	σ
Л96	20-600	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 88	[55]	—	$\sigma_{0,2}$, δ
	400-800	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Fig. 428	[50]	—	σ_t, δ, ψ, a_{ch}

Л90	18-800 450-900 20-900	0,1-10 0,4-18 $\sim10^{-4}$	Fig. 429 Fig. 430 Tabl. 89	[67] [44] [51]	+ + –	σ σ σ_t, δ, ψ
Л80	18-800 20-900 20-800	0,1-10 $\sim10^{-4}$ $\sim10^{3}$	Fig. 431 Fig. 432 Fig. 433	[67] [55] [50]	+ – –	σ σ_t, ψ, δ a_{oh}
Л75	20-850	$\sim10^{-4}$	Tabl. 90	[51]	–	σ_t, ψ
Л70	450-900	0,4-18	Fig. 434	[44]	+	σ
Л68	20-850	$\sim10^{-4}$	Tabl. 91	[51]	–	σ_t, ψ, δ
Л64	20-850	$\sim10^{-4}$	Tabl. 92	[51]	–	σ_t, ψ
Л62	600-800 450-850 20-900 600-850	~10 0,4-18 $\sim10^{-4}$ 10^{-2}-10	Fig. 435 Fig. 436 Tabl. 93 Fig. 437	[111] [44] [51] [26]	+ + – +	σ σ σ_t, ψ, δ S_k
Type Л60	18-700	0,1-10	Fig. 438	[67]	+	σ
Л59	20-850	$\sim10^{-4}$	Tabl. 94	[51]	–	σ_t, ψ
ЛС74-3	20-900	$\sim10^{-4}$	Tabl. 95	[51]	–	σ_t, ψ
ЛС64-2	20-850	$\sim10^{-4}$	Tabl. 96	[51]	–	σ_t, ψ

Suite

Métal, alliage	Conditions des essais		Numéro de la figure, du tableau	Bibliographie	Description de la méthode (voir l'Annexe)	Caractéristique des propriétés mécaniques
	T_{es}, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}				
ЛС59-1	20-850 450-800	$\sim 10^{-4}$ —	Tabl. 97 Fig. 439	[51] [40]	— +	σ_t, ψ σ
ЛО90-1	20-800	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 98	[55]	—	σ_t, ψ, δ
ЛО70-1	20-800	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 99	[55]	—	σ_t, ψ, δ
ЛО62-1	20-500	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Tabl. 100	[55]	—	σ_t, δ, a_{ch}, HB
ЛО60-1	20-800	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 101	[55]	—	σ_t, δ
ЛН65-5	20-800	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Tabl. 102	[55]	—	σ_t, δ, a_{ch}
ЛМц58-2	20-600	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Tabl. 103	[55]	—	σ_t, δ, a_{ch}, HB
ЛК80-3	20-800	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 104	[55]	—	σ_t, δ, ψ
ЛЖМ59-1-1	20-700	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 105	[55]	—	σ_t, δ, ψ
ЛАН59-3-2	20-700	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 106	[55]	—	σ_t, δ, a_{ch}, HB
ЛАЖ60-1-1	20-600	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 107	[55]	—	σ_t, ψ, δ
ЛА85-0,5	20-800	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 108	[55]	—	σ_t, δ, ψ

98,5%Cu+1,5% Sn	18-800	0,1-10	Fig. 440	[67]	+	σ
95% Cu+5% Sn	18-800	0,1-10	Fig. 441	[67]	+	σ
93% Cu+7% Sn	18-800	0,1-10	Fig. 442	[67]	+	σ
90% Cu+10% Sn	18-700	0,1-10	Fig. 443	[67]	+	σ
БрБ2	600-850 20-850	~ 10 $\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Fig. 444 Tabl. 109	[111] [11]	+ +	σ σ_t, δ, ψ, a_{ch}, E_{max}
БрАЖ9-4	20-900	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{3}$	Tabl. 110	[11]	+	σ_t, δ, ψ, a_{ch}, E_{max}
Cu+9÷12% Al	20	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Fig. 445	[50]	−	σ_t, δ, ψ, a_{ch}, HB
БрАЖМц10-3-1,5	20-950	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Tabl. 111	[55]	−	σ_t, ψ, δ, a_{ch}, HB
БрОЦ4-3	600-850	0,04; ~ 10	Fig. 446	[111]	+	σ
Cu+3,5÷3,75%Sn+ +2,8÷5,12% Zn	20-800	$\sim 10^{-4}$	Fig. 447	[52]	+	ψ
Cu-Sn-Zn	20-800	$\sim 10^{-4}$	Fig. 448	[52]	+	σ_t
Cu+3Sn+4Zn	20-800	$\sim 10^{-4}$	Fig. 449	[52]	+	ψ

Suite

Métal, alliage	Conditions des essais		Numéro de la figure, du tableau	Bibliographie	Description de la méthode (voir l'Annexe)	Caractéristique des propriétés mécaniques
	T_{es}, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}				
Cu-Sn-Zn	20-500	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 112	[51]	—	σ_t, ψ, δ, HB
БрОФ7-0,2	20-850 20-850	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$ $\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Tabl. 113 Tabl. 114	[11] [11]	+ +	σ_t, ψ, δ, a_{ch}, E σ_t, ψ, δ, a_{ch}, E
БрОФ4-0,25	20-430	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 115	[51]	—	σ_t, $\sigma_{éo}$, δ, ψ
БрКМц3-1	600-850	~ 10	Fig. 450	[111]	+	σ
БрКД	600-900	0,045; ~ 10	Fig. 451	[111]	+	σ
МН5	20-1000	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 116	[55]	—	σ_t, ψ, δ
МН10	20-1000	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 117	[55]	—	σ_t, ψ, δ
МНЦ15-20	20-1025	$\sim 10^{2}$	Tabl. 118	[11]	+	δ, ψ, a_{ch}, E
МНЦ15-20	650-950 20-1025	0,4-18 $\sim 10^{-4}$	Fig. 452 Tabl. 119	[44] [11]	+ +	σ σ_t, ψ, δ, g_{max}

МН 19	600-1030	0,4-18	Fig. 453	[44]	+	σ
	20-1100	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Tabl. 120	[11]	+	$\sigma_t, \psi, \delta, a_{ch}, g_{max}$
МНЖМц 30-0,8-1	600-1030	0,4-18	Fig. 454	[44]	+	σ
МНЖМц 28-2,5-1,5	900-1200	~ 10	Fig. 455	[111]	+	σ
	600-1200	0,4-18	Fig. 456	[44]	+	σ
	20-1200	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Tabl. 121	[11]	+	$\sigma_t, \delta, \psi, a_{ch}, E_{max}, g_{max}$
	15-800	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 122	[51]	—	σ_t, δ, ψ
НМ5	700-1200	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Tabl. 123	[11]	+	$\sigma_t, \delta, \psi, E_{max}$
НМцАК2-2-1	700-1200	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Tabl. 124	[11]	+	$\sigma_t, \delta, \psi, E_{max}$
Н1	20-1200	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Tabl. 125	[11]	+	$\sigma_t, \delta, \psi, a_{ch}, E_{max}$
	20-1000	10^{-4}-10^{-1}	Fig. 457	[52]	+	δ
	900-1200	~ 10	Fig. 458	[111]	+	σ
	20-1093	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 126	[51]	—	$\sigma_{02}, \sigma_t, \psi, \delta$
НПА1	600-1250	0,4-18	Fig. 459	[44]	+	σ
Н2	20-900	10^{-4}-10^{-1}	Fig. 460	[30]	+	σ
НПАП	800-1250	0,4-18	Fig. 461	[44]	+	σ
НХ9	900-1200	~ 10	Fig. 462	[111]	+	σ

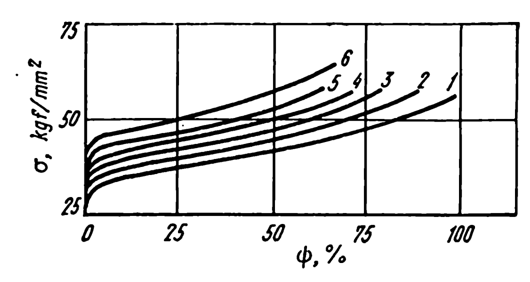


Fig. 415. Influence du taux de réduction préalable en tréfilage sur la valeur de σ du cuivre pour $t = 20\,°C$ et $\dot{\varepsilon} \approx 10^{-4}\ s^{-1}$ [47] :

1 — état initial ; *2* — réduction à 16% ; *3* — 31% ; *4* — 45% ; *5* — 66% ; *6* — 87%

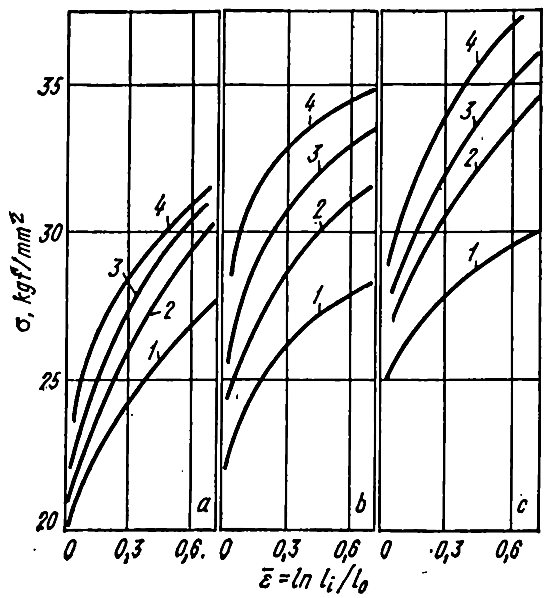


Fig. 416. Courbes de durcissement du cuivre M0 (*a*), M1 (*b*) et M2 (*c*) à 20 °C (essais de traction du fil d'un diamètre de 1,8 à 1,9 mm) [109]. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — $5 \cdot 10^{-3}$; *2* — 3 ; *3* — 15 ; *4* — 50

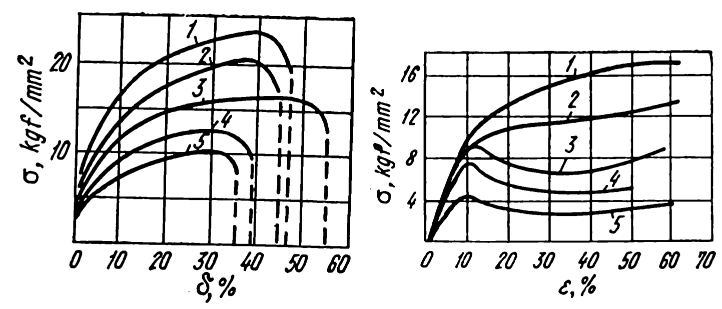


Fig. 417. Courbes de traction du cuivre. Température de l'essai, °C :
1 — 20; 2 — 100; 3 — 200; 4 — 300; 5 — 370

Fig. 418. Courbes de durcissement du cuivre à des températures élevées [7, 11]. Température de l'essai, °C :
1 — 500; 2 — 550; 3 — 650; 4 — 700; 5 — 850

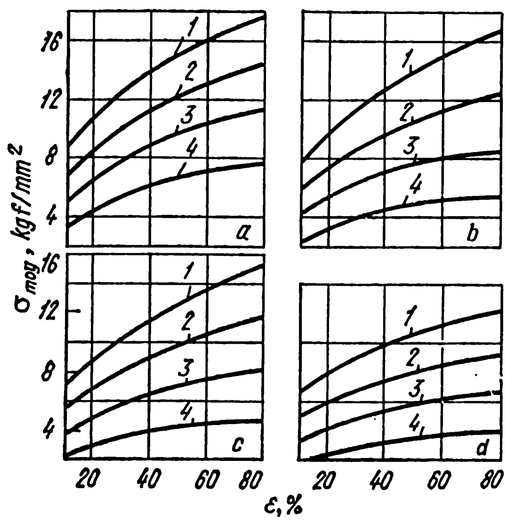


Fig. 419. Courbes de durcissement du cuivre M1 (99,98%) [44] pour les vitesses de déformation : 18 (*a*), 6 (*b*), 1,8 (*c*) et 0,4 s^{-1} (*d*). Température de l'essai, °C :
1 — 450; 2 — 600; 3 — 750; 4 — 950

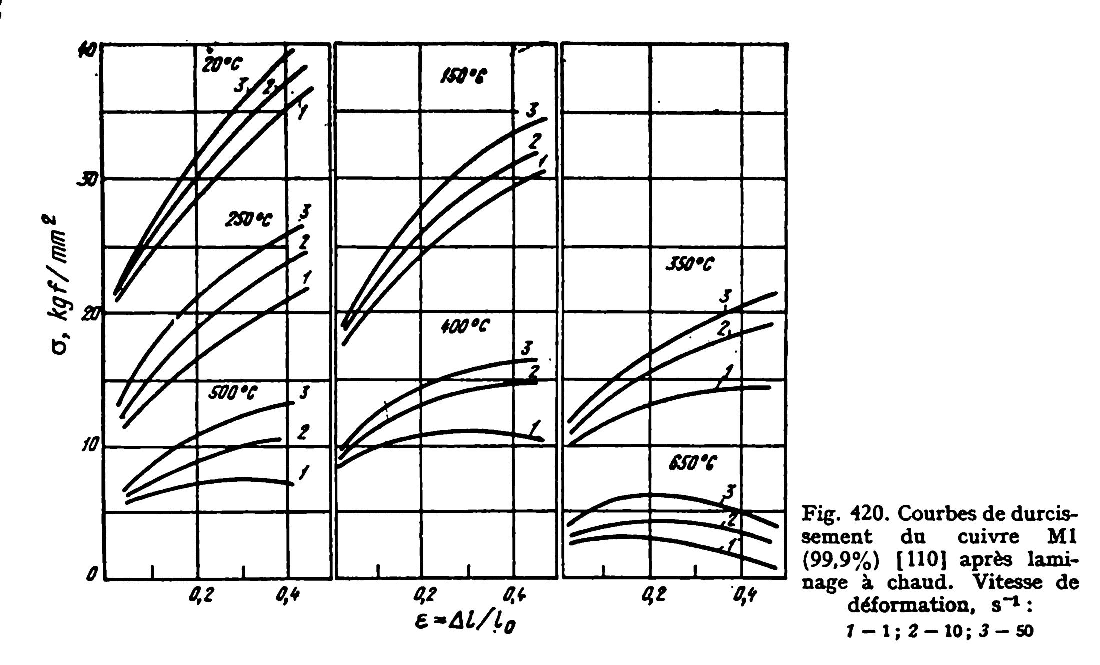


Fig. 420. Courbes de durcissement du cuivre M1 (99,9%) [110] après laminage à chaud. Vitesse de déformation, s^{-1} :
1 — 1 ; 2 — 10 ; 3 — 50

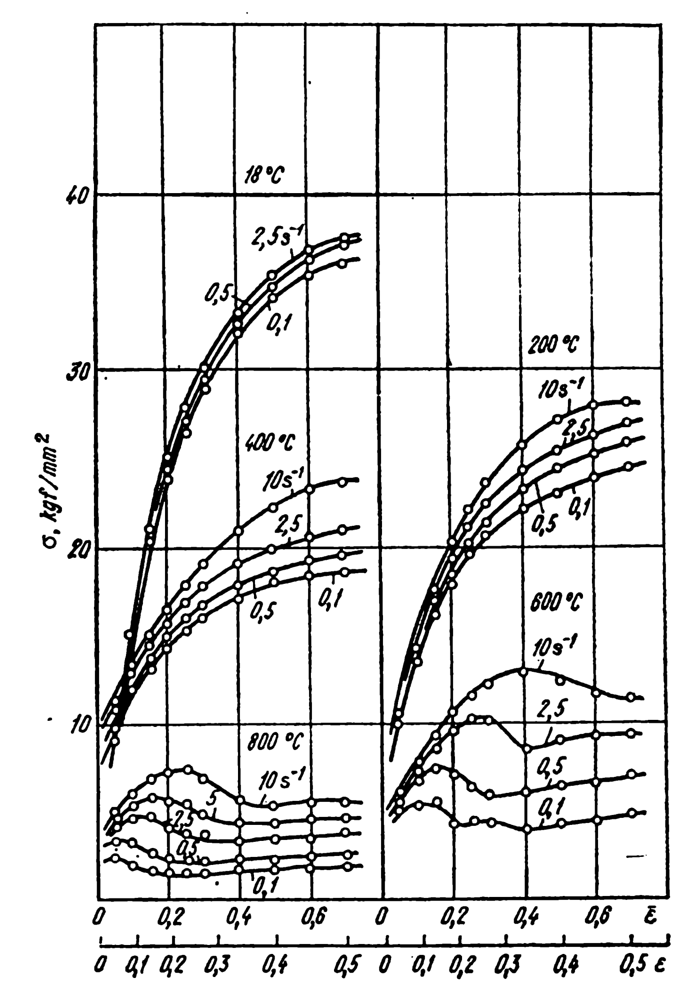


Fig. 421. Courbes de durcissement du cuivre (99,99%) [67] après laminage à chaud, tréfilage à froid et recuit

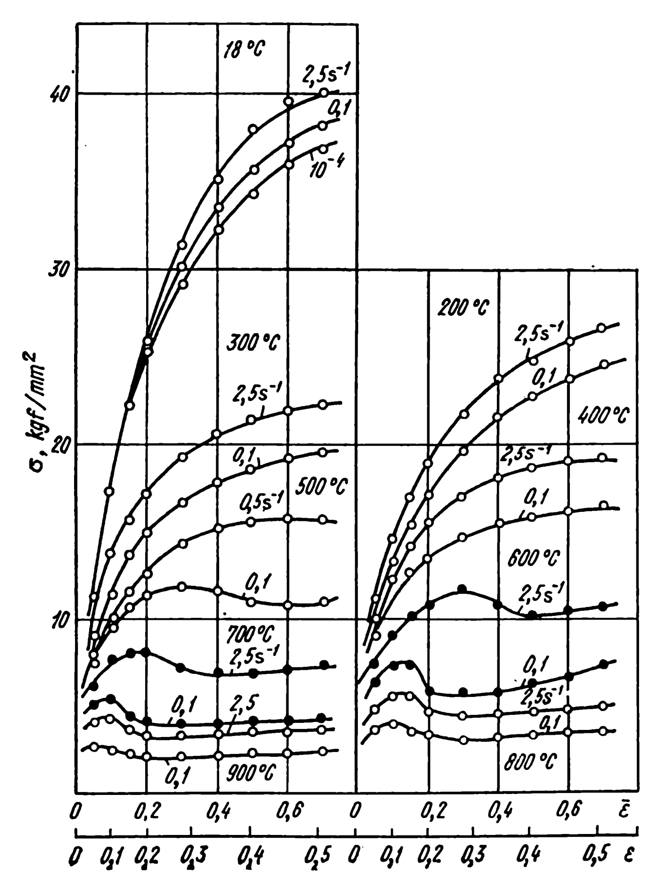


Fig. 422. Courbes de durcissement du cuivre (99,95%) [67] après laminage à chaud, tréfilage à froid et recuit

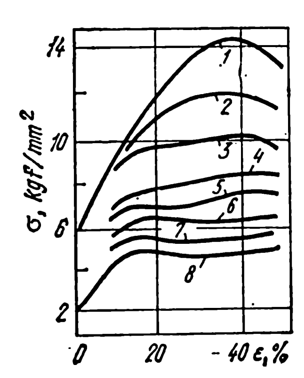


Fig. 423. Courbes de durcissement du cuivre M1 dans le cas d'aplatissement sur la presse [111]. Température de l'essai, °C :

1 — 600 ; *2* — 650 ; *3* — 700 ; *4* — 750 ; 5—800 ; *6* — 850 ; *7* — 900 ; *8* — 950

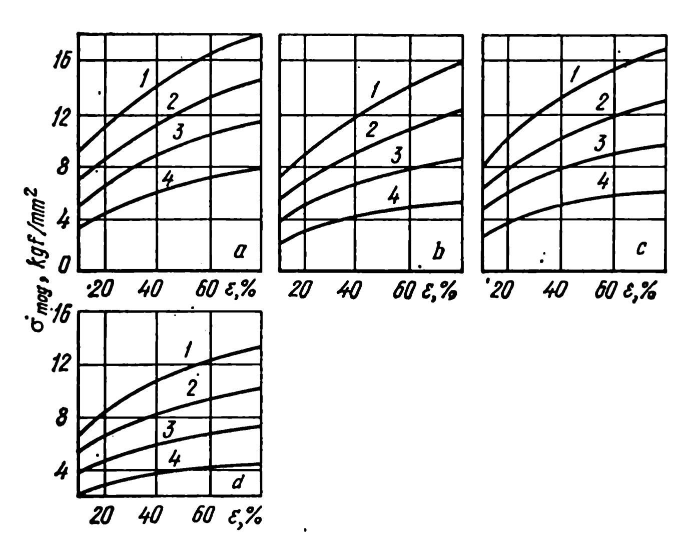


Fig. 424. Courbes de durcissement du cuivre AMΦ (99,89%) [44] pour les vitesses de déformation : 18 (*a*), 6 (*b*), 1,8 (*c*) et 0,4 s^{-1} (*d*). Température de l'essai, °C :

1 — 450 ; *2* — 600 ; *3* — 750 ; *4* — 950

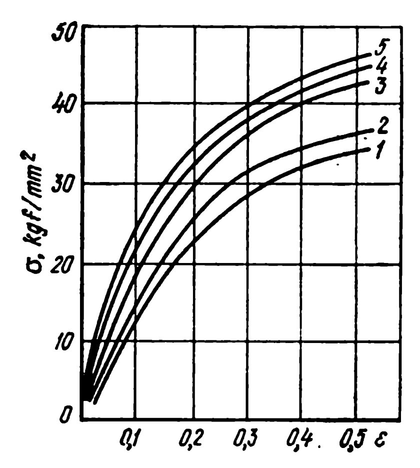


Fig. 425. Courbes de durcissement du cuivre (99,2%) à 20 °C [79]
Vitesse de déformation, s^{-1} :
1 – $2 \cdot 10^{-3}$; *2* – $1,6 \cdot 10^{-2}$; *3* – $1,5 \cdot 10^{2}$; *4* – $2 \cdot 10^{3}$; *5* – $1,33 \cdot 10^{4}$

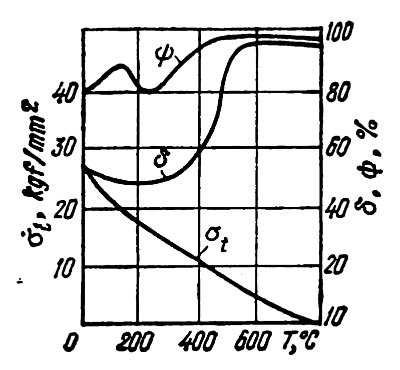


Fig. 426. Propriétés mécaniques du cuivre exempt d'oxygène dans le cas d'application d'une charge statique [50]

Propriétés mécaniques du cuivre coulé [51]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %	a_{ch}, kgf·m/cm²
Cuivre de haute conductibilité sans oxygène				
20	15,3	54,7	80,8	4,95
93,3	11,9	47,3	76,9	4,46
148,9	11,5	50,3	69,8	4,15
204,4	10,7	51,3	38,3	3,77
260	—	—	—	4,35
282,8	8,0	16,5	18,6	—
315,6	—	—	—	4,35
371,1	7,2	19,0	17,8	4,12
454,4	6,2	14,8	20,9	4,03
537,8	4,5	17,5	23,3	3,53
639,4	3,6	24,5	44,0	2,96
722,8	2,2	38,5	36,2	2,73
Cuivre de haute conductibilité désoxidé au phosphore				
20	15,7	49,3	85,5	4,93
93,3	13,3	53,0	86,2	4,76
148,9	11,5	52,0	77,0	4,17
204,4	11,0	48,8	88,3	3,99
260,0	—	—	—	4,65
282,8	10,5	43,5	78,9	—
315,6	—	—	—	4,9
371,1	8,6	44,0	85,0	4,26
454,4	7,7	46,5	75,0	4,29
537,8	5,4	47,3	74,4	3,78
639,4	4,0	50,0	63,4	3,11
722,8	2,9	70,2	98,9	2,72

Suite

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %	a_{ch}, kgf·m/cm²
Cuivre fin électrolytique				
20	16,1	27,5	30,0	1,2
93,3	13,1	28,3	31,0	1,08
148,9	12,8	36,8	37,6	1,09
204,4	11,7	42,5	42,2	1,17
260,0	—	—	—	1,28
282,8	8,8	20,5	19,7	—
315,6	—	—	—	1,18
371,1	6,2	8,3	10,3	1,28
454,4	4,7	5,0	9,3	1,21
537,8	3,5	6,0	5,8	1,17
639,4	2,5	4,8	6,2	1,11
722,8	1,7	8,0	12,0	1,2

Tableau 86

Propriétés mécaniques du cuivre déformé [51]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %	a_{ch}, kgf.m/cm²
Cuivre de haute conductibilité sans oxygène				
20	24,2	58,8	87,1	6,29
65,6	22,5	63,5	87,9	5,56
121,1	20,9	57,5	88,2	5,34
148,9	—	—	—	5,12
176,7	18,5	66,0	87,9	5,16
232,2	17,4	62,0	89,0	5,02
287,8	15,2	69,3	90,7	5,55

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %	a_{oh}, kgf·m/cm²
343,3	14,0	69,0	91,9	6,3
426,7	10,8	80,8	95,3	5,63
537,8	6,1	88,8	99,6	4,51
639,4	3,9	100,8	99,0	3,64
722,8	2,4	100,5	99,0	3,22
	Cuivre de haute conductibilité désoxidé au phosphore			
20	22,8	59,0	87,2	6,29
65,6	21,6	63,0	86,0	6,04
121,1	19,6	62,3	86,7	5,49
148,9	—	—	—	5,38
176,7	17,6	64,0	83,8	5,02
232,2	16,3	57,5	73,3	5,17
287,8	14,2	53,0	56,2	5,45
343,3	12,2	51,8	47,6	6,1
426,7	9,6	36,8	35,4	5,75
537,8	6,4	85,3	94,2	4,75
639,4	4,1	85,3	99,2	3,82
722,8	2,7	66,5	95,7	3,52
	Cuivre fin électrolytique			
20	22,7	60,0	72,7	4,71
65,6	21,4	58,5	72,3	4,43
121,1	19,1	61,5	74,4	4,35
148,2	—	—	—	4,16
176,7	18,0	65,0	76,1	4,16
232,2	16,1	68,5	74,6	4,3
287,8	14,3	59,5	62,4	4,49

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %	a_{ch}, kgf·m/cm²
343,3	12,5	56,0	53,8	5,5
426,7	9,2	59,3	46,8	5,39
537,8	5,8	74,3	81,3	4,64
639,4	4,5	48,8	85,3	3,55
722,8	3,1	54,5	92,0	3,43

Tableau 87

Propriétés mécaniques du cuivre à des températures élevées [51]

Cuivre	Composition chimique, %	T, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	Nota
Fin électrolytique	99,91% Cu ; 0,04% O_2	20	22,8	56,5	—
		200	18,2	46,8	
		300	16,6	41,0	
		400	13,8	31,8	
		500	8,8	16,8	
	99,51% Cu ; 0,38% As ; 0,05% O_2	20	22,9	55,0	Vitesse de traction 6,35 mm/mn
		200	18,5	45,8	
		300	16,9	42,0	
		400	14,2	31,0	
		500	9,9	18,5	
Désoxidé	99,92% Cu ; 0,05% P	20	21,9	58,3	Séjour à la température de l'essai pendant 30 mn
		200	18,0	54,5	
		300	15,8	48,5	
		400	13,0	44,8	
		500	10,0	42,0	
	99,95% Cu ; 0,40% As ; 0,06% P	20	23,7	57,0	Séjour à la température de l'essai pendant 30 mn ; vitesse de traction 6,35 mm/mn
		200	20,0	47,75	
		300	18,1	38,0	
		400	15,7	36,0	
		500	12,2	36,0	

Nota. Tôles d'épaisseur de 14,3 mm après laminage à chaud et recuit.

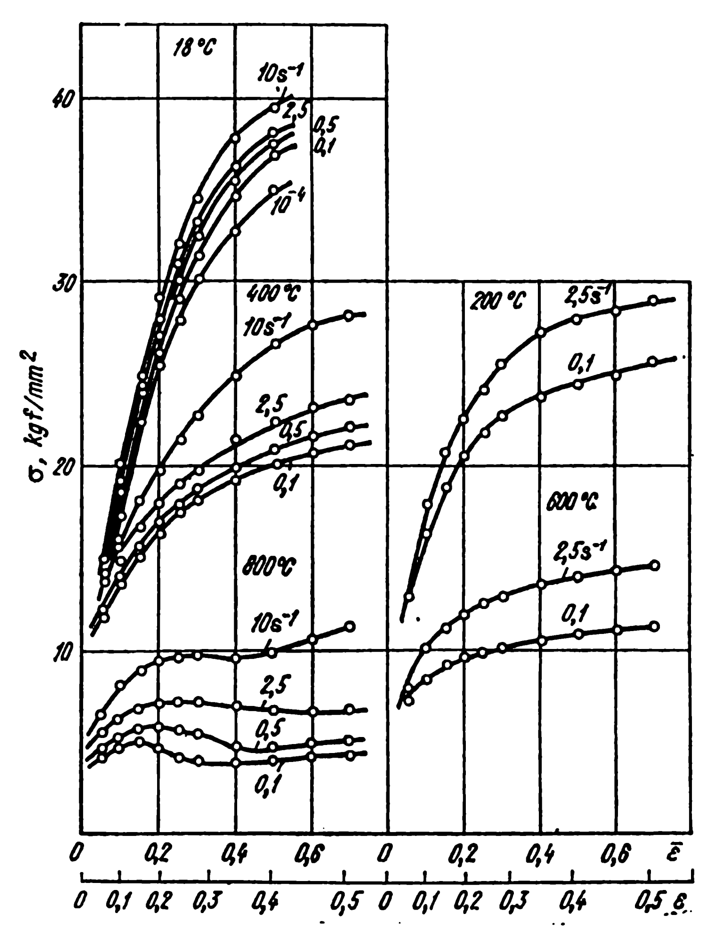


Fig. 427. Courbes de durcissement du laiton du type Л98 [67] après pressage, tréfilage à froid et recuit

Tableau 88

Variation des propriétés mécaniques du laiton Л96 à des températures élevées [55]

Température de l'essai, °C	$\sigma_{0,2}$, kgf/mm²	δ, %
20	48	3,0
100	46	2,5
200	44	2,0
300	41	2,0
400	34	5,0
500	19	20,0
600	12	24,0

Nota. Matériau initial : tube pour radiateurs K-5 étiré à froid

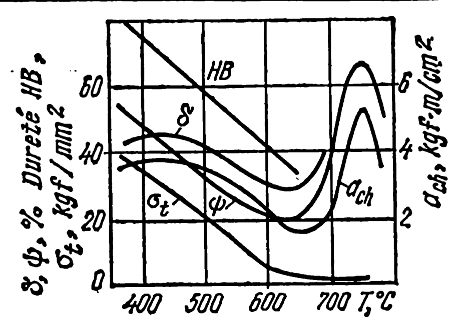


Fig. 428. Propriétés mécaniques du laiton Л96 [50]

Tableau 89

Propriétés mécaniques de l'alliage Cu-Zn (Л90) à l'état recuit [51]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	ψ, %	δ, %	Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	ψ, %	δ, %
20	25	82	55	500	10	14	14
100	24	68	51	600	7	18	18
200	23	45	41	700	5	18,5	19
300	20	23	30	800	3,5	18	19
400	14	11	10	900	2,5	15	18

Nota. Composition chimique : 10,06% Zn ; 0,02% Fe ; 0,001% Pb.

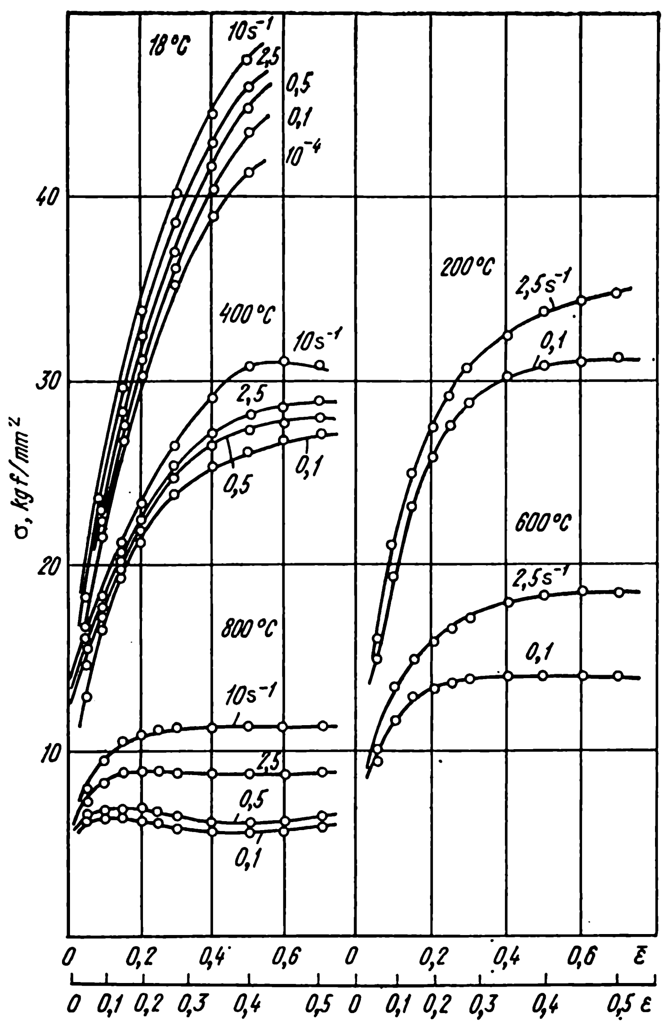


Fig. 429. Courbes de durcissement du laiton du type Л90[67] après pressage, tréfilage à froid et recuit

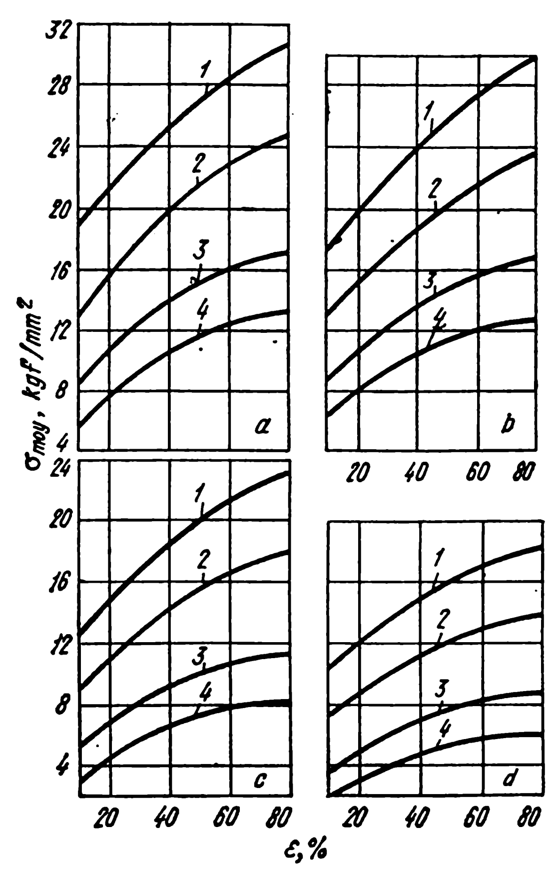


Fig. 430. Courbes de durcissement du laiton Л90 [44] pour les vitesses de déformation : 18 (*a*), 6 (*b*), 1,8 (*c*) et 0,4 s^{-1} (*d*). Température de l'essai, °C :

1 — 450; *2* — 600; *3* — 750; *4* — 900

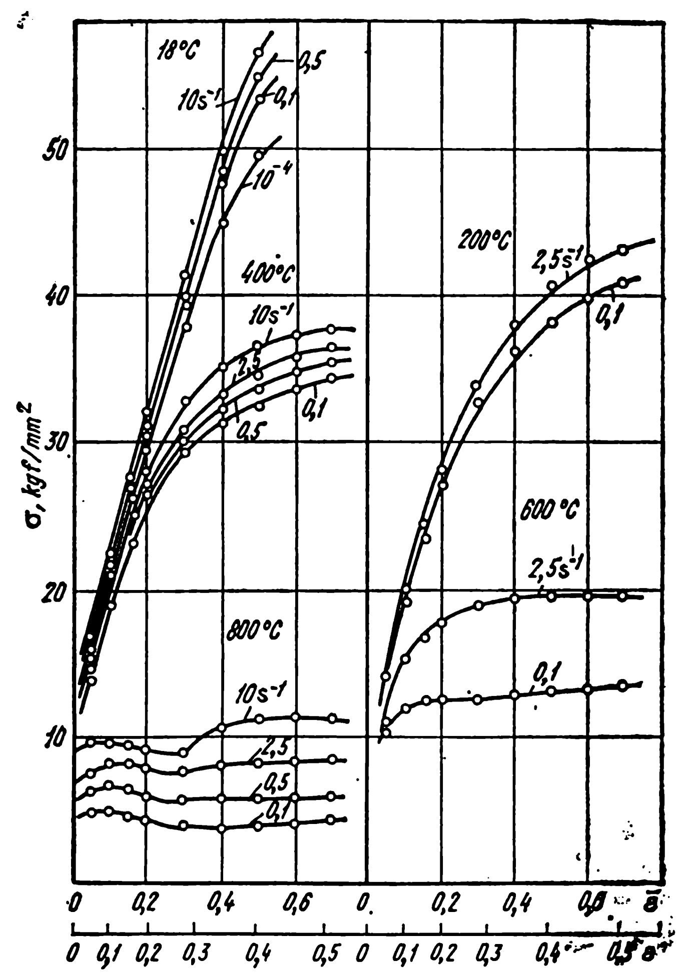
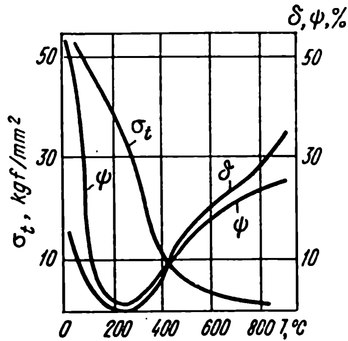


Fig. 431. Courbes de durcissement du laiton du type Л80 après pressage, tréfilage à froid et recuit [67]



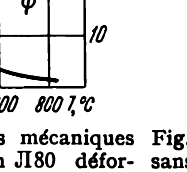


Fig. 432. Propriétés mécaniques d'une barre de laiton Л80 déformé à 30% sous l'effet d'une charge statique [55]

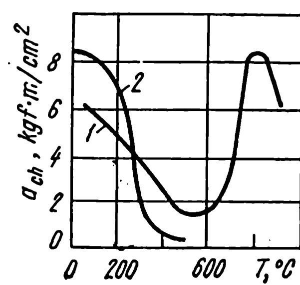


Fig. 433. Résilience du laiton Л80 sans plomb (*1*) et contenant 0,5% de Pb (*2*) [50]

Tableau 90

Variation de la plasticité et de la résistance de l'alliage Л75 en fonction de la température [51]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	ψ, %
20	40	68
100	37	69
200	28,5	55
300	22,5	19
400	16	23
500	5	36
550	3,5	40
600	2,5	50
650	2,0	63
700	1,5	83
750	1,2	100
800	1,0	100
850	0,5	100

Nota. Composition chimique : 71,83% Cu ; 0,0003% Pb.

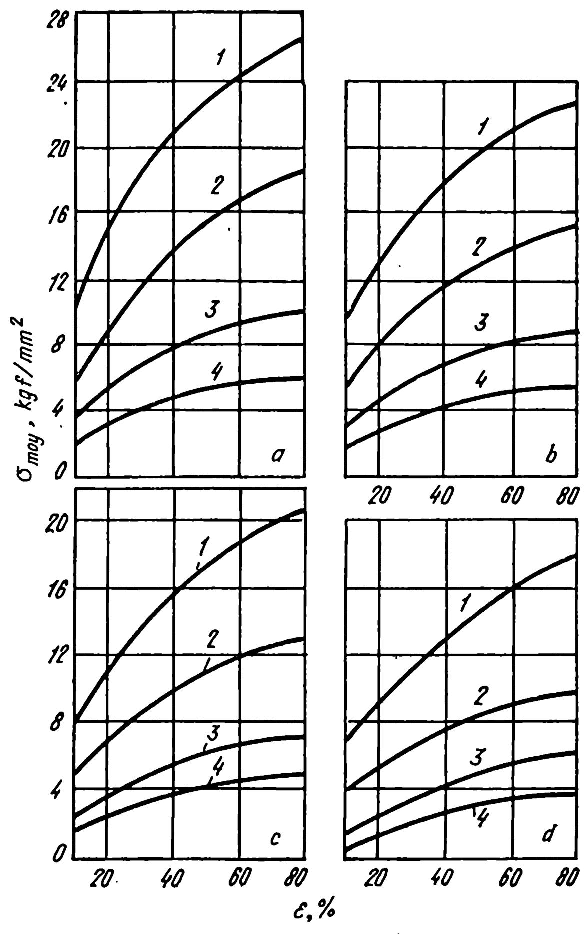


Fig. 434. Courbes de durcissement du laiton Л70 [44] pour les vitesses de déformation : 18 (*a*), 6 (*b*), 1,8 (*c*) et 0,4 s^{-1} (*d*). Température de l'essai, °C :

1 — 450 ; *2* — 600 ; *3* — 750 ; *4* — 900

Tableau 91

Propriétés mécaniques de l'alliage Cu-Zn (Л68) étiré à froid (déformation de 20 %) à des températures élevées [51]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	ψ, %	δ, %	Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	ψ, %	δ, %
20	45	57	24	500	7	31	25
100	42,5	50	20	600	3,5	36	26
200	40	40	15	700	2,0	57	40
300	34	10	5	800	1,0	84	79
400	21	22	20	850	0,70	98	90

Nota. Composition chimique : 31,98% Zn ; 0,02% Fe ; 0,01% Pb.

Tableau 92

Variation des propriétés mécaniques du laiton Л64 [51]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	ψ, %	Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	ψ, %
20	32	64	550	8,0	24
100	31,5	64	600	6,0	29
200	27,5	60	650	4,5	31
300	25	33	700	4,0	28
350	15	20	750	3,5	23
400	14	8	800	3,0	40
500	12,5	17	850	2,0	70

Nota. Composition chimique : 63,83% Cu ; 0,001% Si.

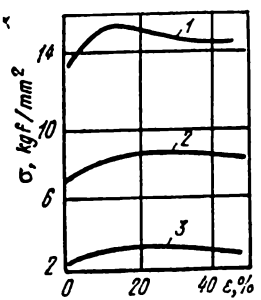


Fig. 435. Courbes de durcissement du laiton Л62 [111]. Température de l'essai, °C :
1 — 600 ; 2 — 700 ; 3 — 800

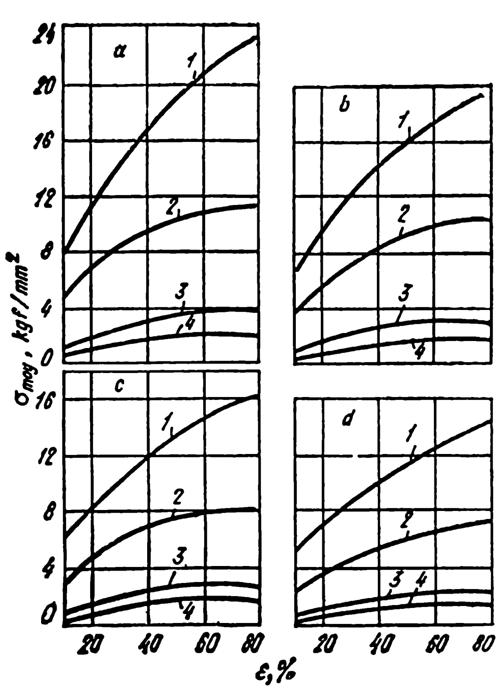


Fig. 436. Courbes de durcissement du laiton Л62 [44] pour les vitesses de déformation : 18 (*a*), 6 (*b*), 1,8 (*c*) et 0,4 s^{-1} (*d*). Température de l'essai, °C :
1 — 450 ; 2 — 600 ; 3 — 750 ; 4 — 850

Propriétés mécaniques de l'alliage Cu-Zn (Л62) étiré à froid (déformation de 20 %) [51]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	ψ, %	δ, %	Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	ψ, %	δ, %
20	43	70	25	500	5,5	37,5	42,5
100	42	50	20	600	3	27,5	30
200	39,5	30	19	700	2	32,5	35
300	28,0	32,5	25	800	7	75	125
400	11	47,5	40	900	0,5	100	180

Nota. Composition chimique : 37,54% Zn ; 0,04 % Pb ; 0,02 % Fe.

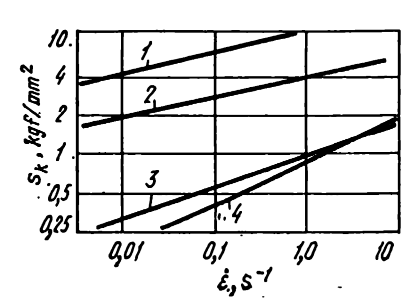


Fig. 437. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de S_k du laiton Л62 [26]. Température, °C :
1 — 600 ; *2* — 700 ; *3* — 800 ; *4* — 850

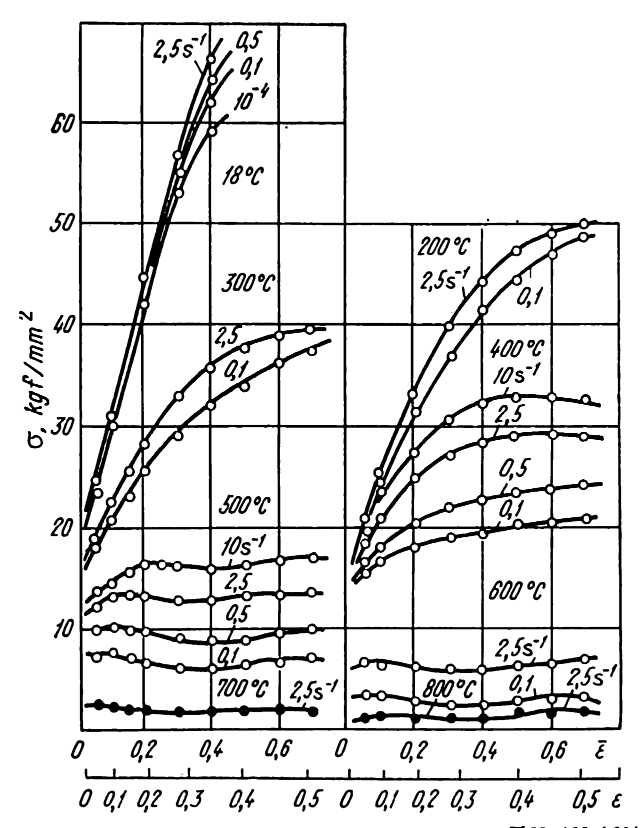


Fig. 438. Courbes de durcissement du laiton du type Л60 (60,16% Cu) [67] après pressage, tréfilage à froid et recuit

Tableau 94

Variation des propriétés mécaniques de l'alliage ЛБ9 (59,52 % Cu) en fonction de la température [51]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	ψ, %	Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	ψ, %
Etat coulé			Etat d'équilibre		
20	42,5	62	20	33,0	75
100	39,5	65	100	30,0	74
200	32,5	50	200	27,0	75
300	28,0	28	300	24,5	50
400	15,0	40	400	22,0	33
500	5,5	40	500	17,0	26
550	4,0	50	550	14,0	29
600	3,0	60	600	10,0	42
650	2,5	78	650	7,5	62
700	2,0	100	700	6,0	90
750	1,5	100	750	4,5	97
800	1,0	100	800	3,0	100
850	0,5	100	850	2,5	100

Tableau 95

Propriétés mécaniques du laiton ЛС74-3 (charge statique de traction [51])

Température de l'essai, °C	Etat coulé		Etat d'équilibre		Température de l'essai, °C	Etat coulé		Etat d'équilibre	
	σ_t, kgf/mm²	ψ, %	σ_t, kgf/mm²	ψ, %		σ_t, kgf/mm²	ψ, %	σ_t, kgf/mm²	ψ, %
ЛС74-3 (73,36% Cu ; 2,73% Pb)					ЛС74-3 (72,48% Cu ; 2,09% Pb)				
20	40	62	34	67	20	25	56	34	65
100	37	54	31	60	100	24	50	32	60
200	34	46	28	50	200	12,5	34	28	46
300	30	31	21,5	13	300	8	20	21	23
400	22,5	22	14	2	400	3	2	10	5

Température de l'essai, °C	Etat coulé		Etat d'équilibre		Température de l'essai, °C	Etat coulé		Etat d'équilibre	
	σ_t, kgf/mm²	ψ, %	σ_t, kgf/mm²	ψ, %		σ_t, kgf/mm²	ψ, %	σ_t, kgf/mm²	ψ, %
500	16	19	13	8	500	5	0	12,5	2
600	7,5	27	10	21	600	3	0	9	6
700	5	28	6	28	700	3	0	5	10
800	4	27	5	35	800	3	0	3	9
900	4	26	4	35	850	2,5	0	2,5	6

Tableau 96

Propriétés mécaniques du laiton ЛС64-2 (charge statique de traction [51])

Température de l'essai, °C	Etat coulé		Etat d'équilibre		Température de l'essai, °C	Etat coulé		Etat d'équilibre	
	σ_t, kgf/mm²	ψ, %	σ_t, kgf/mm²	ψ, %		σ_t, kgf/mm²	ψ, %	σ_t, kgf/mm²	ψ, %
20	30	44	31	62	500	7	0	11	15
100	19	28	33	55	600	5	0	7	25
200	20	29	22	46	700	2,5	5	2,5	35
300	13	12	23	25	800	2	5	2	21
400	9	2	16	1	850	1	15	1	15

Nota. Composition chimique : 63,8% Cu ; 1,66% Pb.

Propriétés mécaniques du laiton ЛС59-1 [51]

Température de l'essai, °C	Etat coulé: σ_t, kgf/mm²	Etat coulé: ψ, %	Etat d'équilibre: σ_t, kgf/mm²	Etat d'équilibre: ψ, %
ЛС59-1 (58,3% Cu ; 1,20% Pb)				
20	38	39	42	50
100	31	30	39	36
200	31	35	34	59
300	22	18	26	38
400	14	22	16	42
500	6	30	7	47
600	2	46	2,5	60
700	1,5	21	1	100
800	1	21	1	90
850	0,5	16	0,5	55
ЛС59-1 (58,16% Cu ; 1,16% Pb ; 0,35% Ni ; 0,12% Si ; 0,11% Mn)				
20	44	39	43	52
100	39	32	42	58
200	34	35	36	60
300	26	33	29	49
400	16	28	17	44
500	6	31	6,5	45
600	2	57	2	53
700	1	78	1	100
800	0,5	35	0,5	78
850	0,5	29	0,5	4
ЛС59-1 (58,65% Cu ; 1,11% Pb ; 0,01% Si ; 0,25% Ni)				
20	45	30	37	45
100	40	40	32,5	38
200	35	38	30	49
300	25	20	30	30
400	18	30	22	20
500	7	35	10	19
600	3	45	5	25
700	1	76	2	35
800	0,5	20	1,0	70
850	0,5	18	0,5	95

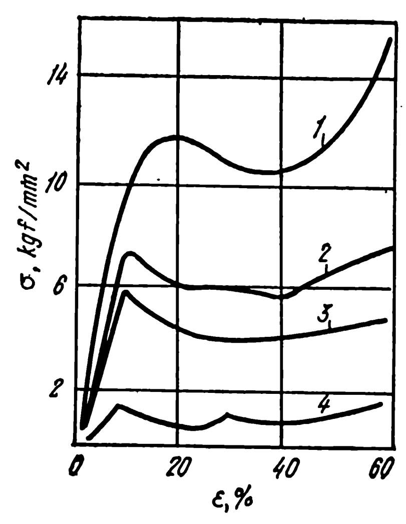


Fig. 439. Courbes de durcissement du laiton ЛС59-1 dans le cas d'aplatissement libre des éprouvettes rondes [40]. Température de l'essai, °C :

1 — 450 ; *2* — 550 ; *3* — 600 ; *4* — 800

Tableau 98

Propriétés mécaniques du laiton ЛО90-1 (charge statique de traction [55])

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	ψ, %	δ, %
20	25	60	50
100	25	58	48
200	23	53	44
300	21	40	25
400	17	20	9
500	12	16	12
600	8	24	20
700	5	31	33
800	2	38	45

Tableau 99

Propriétés mécaniques du laiton ЛО70-1 (charge statique [55])

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	ψ, %	δ, %
20	51	27	10
200	49	21	6
300	44	20	9
400	26	25	23
500	8	34	45
600	3	25	31
700	1	25	25
800	0,5	18	21

Note. Matériau initial : une barre de diamètre de 25 mm, déformée de 35%.

Tableau 100

Propriétés mécaniques du laiton ЛО62-1 [55]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	Dureté *HB*	a_{ch}, kgf·m/cm²
20	44	—	146	5,61
100	42,3	41,5	63	2,5
200	41,5	32	63	—
300	37	30	61	2,8
500	21	46	51,5	1,1

Tableau 101

Propriétés mécaniques du laiton ЛО60-1 [55]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %
20	47	20	500	3	11
100	42	22	600	1,5	17
200	32	23	700	1	35
300	30	22	800	0,5	68
400	28	20			

Tableau 102

Propriétés mécaniques du laiton ЛН65-5 [55]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	a_{ch}, kgf·m/cm²	δ, %	Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	a_{ch}, kgf·m/cm²	δ, %
20	41,0	—	60	500	15,0	0,7	12
100	41,0	1,6	57	600	9,0	1,0	13
200	38,0	1,3	46	700	5,0	1,4	19
300	31,0	1,0	26	800	2,0	—	29
400	22,0	0,6	16				

Tableau 103

Propriétés mécaniques du laiton ЛМц58-2 [55]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	Dureté *HB*	a_{ch}, kgf.m/cm²
20	44	36	85	12
100	—	40	84	6,4
200	43	45	80	6
300	37	48	80	6
400	28	62	70	3
500	21	70	60	2,5
600	—	—	—	10

Tableau 104

Propriétés mécaniques du laiton ЛК80-3 (charge statique [55])

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	ψ, %	δ, %
20	51	56,5	30
100	50	54	29,5
200	48	50	23
300	42	28	19
400	27	27	18
500	13	31	20
600	6,0	43	25
700	2,0	59	42
800	0,5	55	—

Nota. Matériau initial : une barre étirée à l'état dur, recuite à 300 °C.

Tableau 105

Variation des propriétés mécaniques du laiton ЛЖМ59-1-1 à des températures élevées [55]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	ψ, %	δ, %
20	40	57	53
100	40	56	52
200	35	55	51
300	26	52	49
400	15	45	40
500	5	41	37
600	2	65	65
650	1,5	95	79
700	1	—	93

Nota. Matériau initial : une bande d'épaisseur de 3 mm, recuite à 600 °C pendant 1 h.

Tableau 106

Propriétés mécaniques du laiton ЛАН59-3-2 [55]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	Dureté *HB*	a_{ch}, kgf·m/cm²
20	47	42	140	4,4
100	40	31	125	3,6
200	37	31	102	3,2
300	37	32	102	3,2
400	—	—	—	1,2
500	26	12	83	1,6
600	—	—	—	2,2
700	—	—	—	5,1

Tableau 107

Propriétés mécaniques du laiton ЛАЖ60-1-1 (charge statique [55])

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	ψ, %	δ, %
20	56	33	26
100	52	41	32
200	44	48	40
300	30	57	50
400	15	66	60
500	6	79	71
600	2	94	88

Nota. Matériau initial : une bande laminée à chaud d'une épaisseur de 3 mm.

Tableau 108

Propriétés mécaniques du laiton ЛА85-0,5 (charge statique [55])

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	ψ, %	δ, %
20	30,5	78	58
100	28	62	45
200	24	40	28
300	20	24	15
400	17	14	8
500	12,5	9	5
600	9	11	8
700	6,5	26	20
800	3	75	46

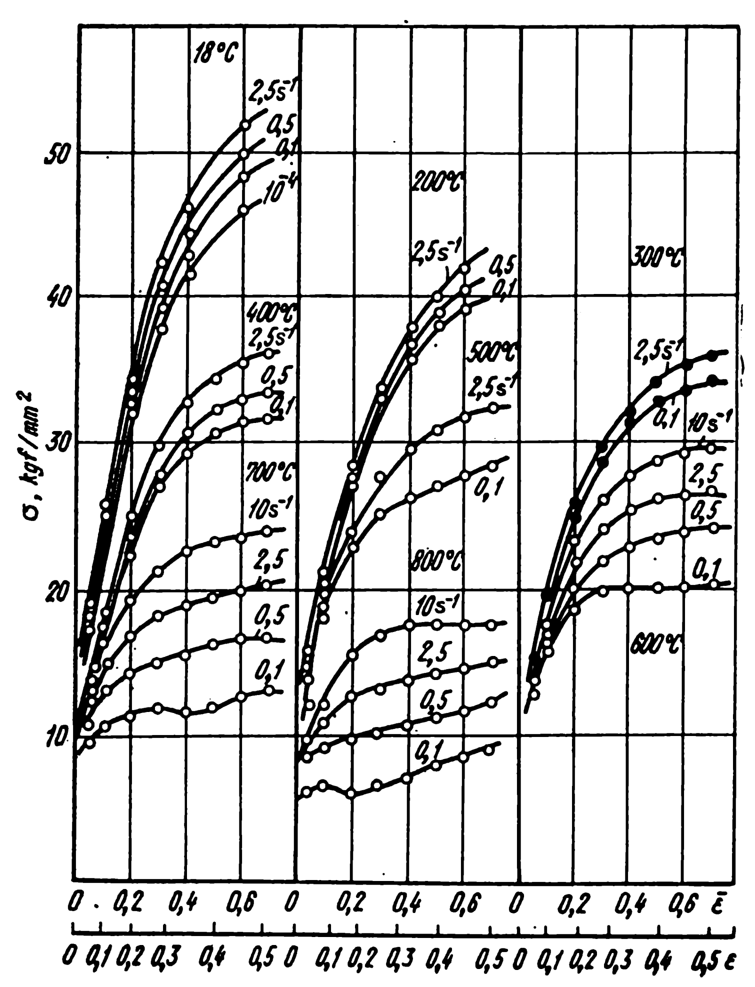


Fig. 440. Courbes de durcissement du bronze à l'étain 98,5 % Cu + + 1,5% Sn [67] (98,4% Cu ; 1,5% Sn ; 0,062% P ; 0,0152% Pb ; 0,0112% Fe) après pressage, tréfilage à froid et recuit

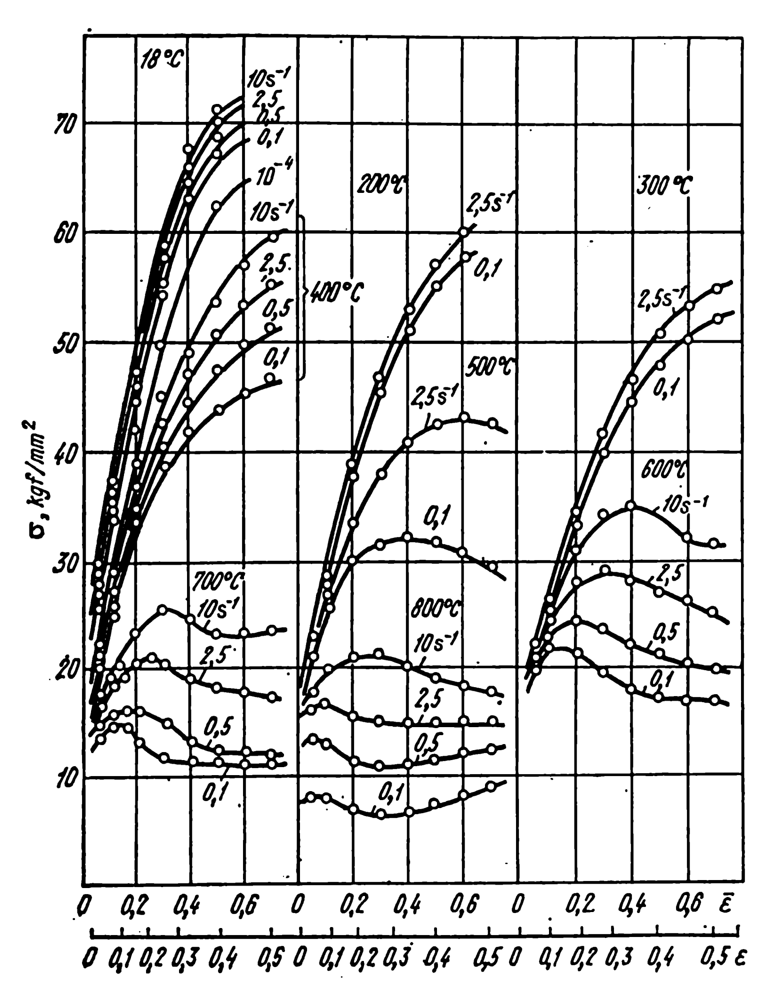


Fig. 441. Courbes de durcissement du bronze à l'étain 95% Cu + + 5% Sn [67] (94,5% Cu ; 5,35% Sn ; 0,135% P ; 0,017% Pb ; 0,0167% Fe) après pressage, tréfilage à froid et recuit

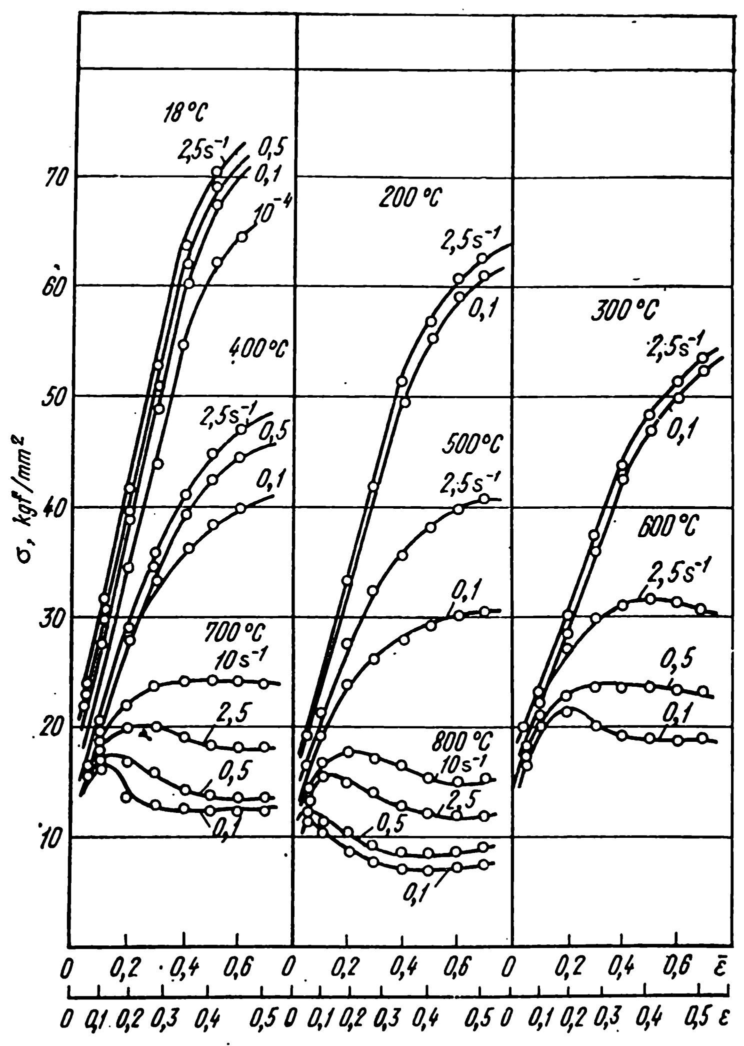


Fig. 442. Courbes de durcissement du bronze à l'étain 93% Cu + + 7% Sn [67] (92,78% Cu; 7,03% Sn; 0,138% P; 0,017% Pb; 0,017% Fe) après pressage, tréfilage à froid et recuit

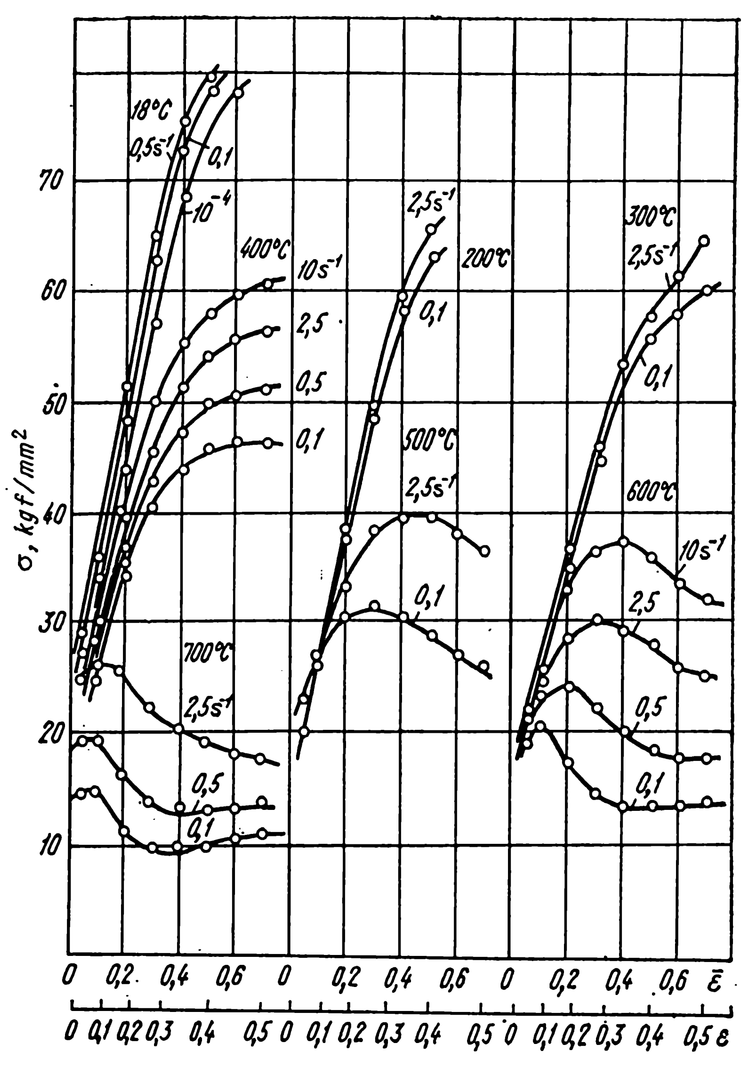


Fig. 443. Courbes de durcissement du bronze à l'étain 90% Cu + + 10% Sn [67] (90,2% Cu; 10,0% Sn; 0,166% P; 0,019% Pb; 0,018% Fe) après pressage, tréfilage à froid et recuit

Fig. 444. Courbes de durcissement du bronze au béryllium БрБ2 [111]. Température de l'essai, °C :
1 — 600 ; *2* — 650 ; *3* — 700 ; *4* — 750 ; *5* — 800 ; *6*—850

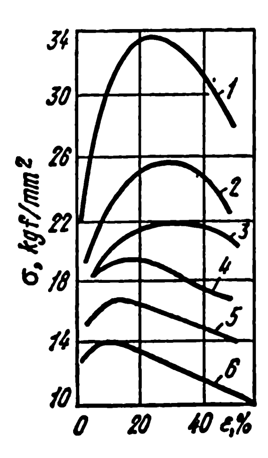


Tableau 109

Propriétés mécaniques de l'alliage БрБ2 [11]

I. *Action statique des forces*

Température de l'essai, °C	Compression E_{max}, %	Traction		
		σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %
		Coulé		
20	100	45	52	52
200	100	51	35	32
400	1	48	2	2
500	33	38	10	24
600	52	14	30	46
700	65	10	47	56
750	65	5,6	63	60
800	73	3,6	51	55
850	100	2,7	35	54

Température de l'essai, °C	Compression E_{max}, %	Traction		
		σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %
		Pressé		
20	100	53	49	56
200	100	54	39	36
400	4	48	5	11
500	32	39	11	27
600	55	16	68	90
700	100	10	91	91
750	100	6,3	111	94
800	100	4,6	91	88
850	100	3,8	90	78

Nota. Les éprouvettes ont été soumises au traitement thermique suivant le régime: réchauffement à 800°C sous charbon, séjour pendant 1 h, trempe à l'eau à 20°C.

II. *Action dynamique des forces*

Température de l'essai, °C	Compression E_{max}, %	Traction		
		δ, %	ψ, %	a_{ch}, kgf·m/cm²
		Coulé		
20	100	61	58	12,2
200	62	49	56	11,4
400	0	14	14	1,5
500	33	9	17	3,1
600	36	11	23	4,4
700	43	16	29	5,0
750	52	20	31	5,3
800	59	22	34	4,5
850	42	21	29	2,1
		Pressé		
20	100	58	67	16,0
200	100	47	54	11,6
400	0	23	15	1,3
500	43	6	19	3,2
600	47	11	31	4,9
700	52	18	31	5,1
750	69	19	44	5,9
800	80	36	60	5,2
850	66	23	44	2,1

Propriétés mécaniques de l'alliage БрАЖ9-4 [11]

I. *Action statique des forces*

Température de l'essai, °C	Compression E_{max}, %	Traction σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %
		Coulé		
20	24	58	30	41
200	35	47	23	33
400	31	42	2	5
500	38	16	10	21
600	53	10	20	33
700	100	5	39	50
800	100	3,6	48	59
850	100	2,3	58	81
900	100	1,0	62	82
		Pressé		
20	26	59	40	58
200	49	45	30	39
400	46	43	3	8
500	43	19	11	33
600	53	11	17	36
700	100	5,7	42	61
800	100	3,8	44	61
850	100	2,3	57	91
900	100	1,0	65	99

II. *Action dynamique des forces*

Température de l'essai, °C	Compression E_{max}, %	Traction δ, %	ψ, %	a_{ch}, kgf·m/cm²
		Coulé		
20	44	37	55	12,0
200	44	36	41	10,4
400	44	34	31	3,6

Température de l'essai, °C	Compression E_{max}, %	Traction		
		δ, %	ψ, %	a_{oh}, kgf·m/cm²
Coulé				
500	50	33	32	2,5
600	56	22	35	4,5
700	59	28	39	3,1
800	100	30	38	11,0
850	100	26	54	10,6
900	100	24	55	7,1
Pressé				
20	45	41	53	12,8
200	56	41	48	10,9
400	57	36	42	4,7
500	51	32	35	2,6
600	55	23	36	4,6
700	60	28	42	3,5
800	100	31	52	11,4
850	100	28	56	8,1
900	100	23	63	7,0

Nota. 1. Composition chimique de l'alliage à l'état coulé : 8,63% Al ; 4,72% Fe ; 0,08% Si ; le reste — Cu (traces de Zn et de S).

2. Composition chimique de l'alliage à l'état pressé : 8,86% Al ; 4,46% Fe ; 0,09% Si ; le reste — Cu (traces de Zn et de S).

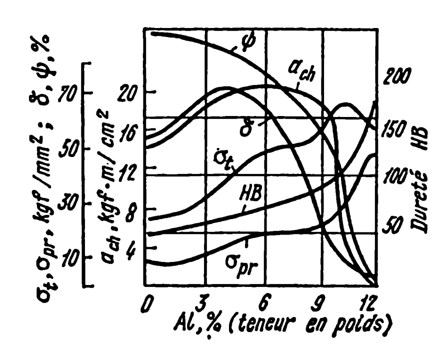


Fig. 445. Variation des propriétés mécaniques des bronzes à l'aluminium en fonction de la teneur en aluminium [50]

Propriétés mécaniques du bronze БрАЖМц10-3-1,5 à des températures élevées [55]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %	a_{ch}, kgf·m/cm²	Dureté *HB*
20	50	20	24	60	120-140
400	—	—	—	52	—
500	30	40	—	44	—
600	24	38	56	66	26
700	5,0	23	33	55	7,6
750	2,7	20	30	100	5,5
800	1,8	40	50	94	4
850	0,8	68	90	75	2,5
900	0,7	83	99	56	1,1
950	—	94	99,8	46	0,8

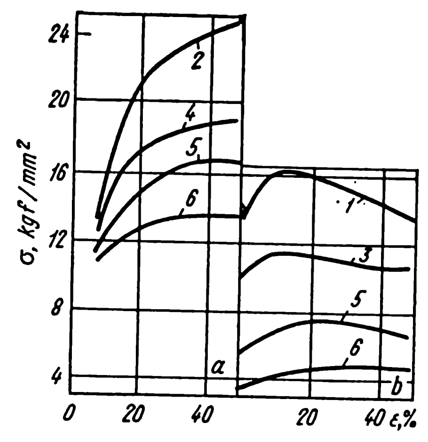


Fig. 446. Courbes de durcissement du bronze БрОЦ4 — 3 [111] pour les vitesses de déformation : 10 (*a*) et 0,0454 s⁻¹ (*b*). Température de l'essai, °C :

1 — 600 ; *2* — 650 ; *3* — 700 ; *4* — 750 ; *5* — 800 ; *6* — 850

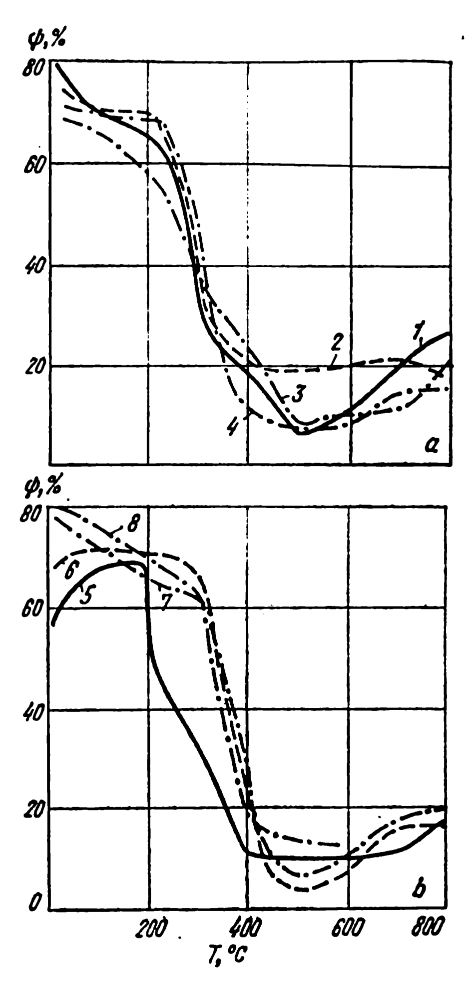


Fig. 447. Influence de la température de l'essai sur la valeur de la contraction relative des bronzes à l'étain (*a* — 3,5% Sn ; *b* — 3,7% Sn) [52]. Teneur en zinc, % :
1 — 2,8 ; *2* — 3,3 ; *3* — 3,6 ; *4* — 4,5 ; *5* — 5,1 ; *6* — 3,3 ; *7* — 2,8 ; *8* — 3,0

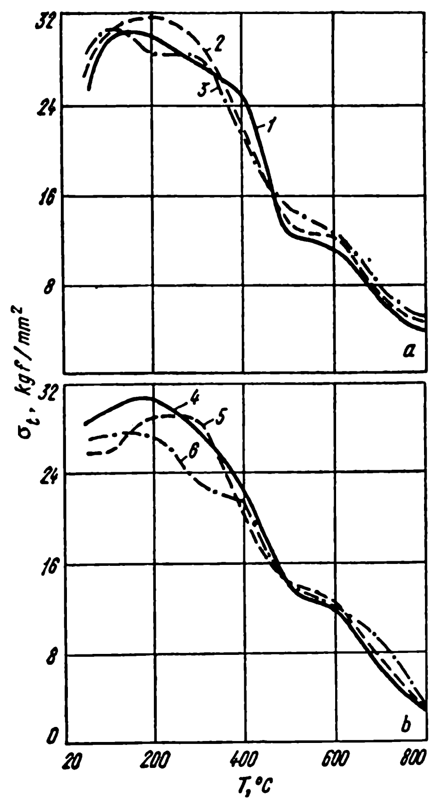


Fig. 448. Influence de la température de l'essai sur la valeur de σ_t du bronze, en fonction de la teneur en étain et en zinc [52] :

Fig.	Courbe	Sn, %	Zn, %	Fig.	Courbe	Sn, %	Zn, %
a	1 2 3	3,5 3,7 4	2,8 2,8 2,8	b	4 5 6	4,5 3,7 3,5	3,1 5,1 3,6

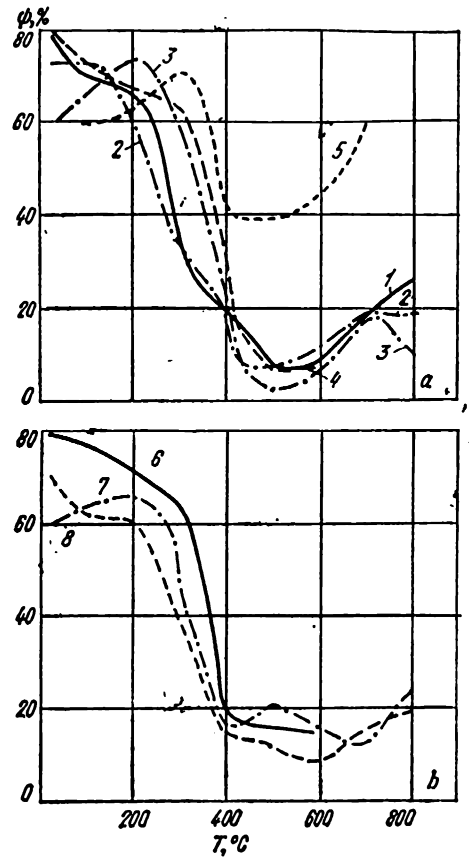


Fig. 449. Influence de la température de l'essai sur la valeur de la contraction relative des bronzes contenant 2,8 (*a*) et 3% (*b*) de Zn en fonction de la teneur variable en étain, % :

1 — 3,5 ; *2* — 3,7 ; *3* — 4,0 ; *4* — 4,2 ; *5* — 1,9 (2,5% Zn) ; *6* — 3,7 ; *7* — 4,0 ; *8* — 4,5 [52]

Propriétés mécaniques de certains bronzes à l'étain soumis au travail par déformation à des températures élevées [51]

Composition chimique, %	Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %	Dureté *HB*
	Déformé *				
5,49 Sn ; 0,24 Pb ; le reste Cu	20	34,3	84	84	—
	260	28,3	34	41	—
	350	21,1	25	28	—
	500	14,3	6	20	—
	Coulé				
3,25 Sn ; 2,29 Zn ; 0,90 Pb ; le reste Cu	20	20,4	23,6	28,6	56
	200	17,0	10,1	17,0	54
	300	9,4	2,0	3,5	53
	400	8,5	2,0	0,0	51
	500	5,5	0,6	0,0	50
3,08 Sn ; 6,79 Zn ; 4,99 Pb ; 0,58 Ni ; le reste Cu	20	18,5	18	20	60
	200	16,0	17	20	60
	300	15,0	17	19	57
	400	6,7	1,6	0,0	50
	500	5,8	0,8	0,0	46
3,10 Sn ; 11,19 Zn ; 4,90 Pb ; le reste Cu	20	18,6	19	20	55
	200	15,3	17	15	55
	300	9,0	6,2	6,5	54
	400	5,4	0,8	0,0	52
	500	4,1	0,4	0,0	44
5,85 Sn ; 5,77 Zn ; 2,06 Pb ; 0,03 Fe ; le reste Cu	20	26,4	36	36	—
	205	22,6	26	29	—
	315	11,4	2,5	6,2	—
	430	6,3	0	0,8	—
	540	5,3	0	0	—
5,99 Sn ; 5,1 Zn ; 2,33 Pb ; 0,23 Ni ; 0,06 Fe ; le reste Cu	20	23,9	20	22	—
	315	18,0	16	24	—
	370	10,8	1,5	2,6	—
	430	10,1	2	4,3	—

* Barres de 16 mm de diamètre.

Propriétés mécaniques de l'alliage coulé БрОФ7-0,2 [11]

I. *Action statique des forces*

Température de l'essai, °C	Compression ε_{max}, %	Traction σ_t, kgf/mm²	Traction δ, %	Traction ψ, %
20	70	35	49	48
200	61	34	34	34
400	32	29	12	22
500	23	18	11	14
600	23	11	14	17
700	27	5,7	21	22
750	36	5,1	17	16
800	31	3,8	12	12
850	12	3,1	10	11

II. *Action dynamique des forces*

Température de l'essai, °C	Compression ε_{max}, %	Traction δ, %	Traction ψ, %	Traction a_{ch}, kgf·m/cm²
20	63	56	41	97
200	69	40	39	80
400	43	27	34	69
500	34	21	29	42
600	32	14	11	30
700	20	8	10	35
750	24	6	7	20
800	34	5	8	12
850	23	4	7	8

Nota. Composition chimique: 7,09% Sn; 0,12% P; 0,004% Fe; 0,001% Pb; traces de Zn; le reste — Cu.

Propriétés mécaniques de l'alliage БрОФ7-0,2 à des températures élevées [11]

I. *Action statique des forces*

Température de l'essai, °C	Compression E_{max}, %	Traction σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %
20	100	40	81	82
200	100	40	83	75
400	43	24	13	24
500	32	13	13	17
600	27	13	18	19
700	30	6,0	31	33
750	39	5,3	25	35
800	33	4,1	23	26
850	31	3,2	15	18

II. *Action dynamique des forces*

Température de l'essai, °C	Compression E_{max}, %	Traction σ_t, kgf/mm²	ψ, %	a_{oh}, kgf·m/cm²
20	100	73	79	23
200	100	68	75	8,8
400	53	27	36	4,7
500	40	27	30	3,5
600	40	16	13	3,2
700	32	11	11	2,8
750	34	6	7	2,2
800	33	4	8	2,0
850	23	4	7	

Nota. 1. Composition chimique : 6,99% Sn ; 0,18% P ; 0,002% Fe ; 0,001% Pb ; traces de Zn ; le reste — Cu.

2. Les éprouvettes ont été soumises au pressage à 725°C et au recuit à 600°C pendant 4 h.

Tableau 115

Propriétés mécaniques de l'alliage БрОФ4-0,25 [51]

Température de l'essai, °C	$\sigma_{éc}$ (kgf/mm²)	σ_t (kgf/mm²)	δ, %	ψ, %
20	15,0	33,6	74	84
230	11,9	33,6	70	68
290	11,7	29,0	32	36
345	9,8	24,5	18	23
430	7,6	19,3	34	34

Nota. 1. Composition chimique : 3,78% Sn ; 0,23% P ; 0,22% Fe ; le reste — Cu.
2. Les barres de 19 mm ont été soumises au laminage à chaud et au recuit à 680 °C.

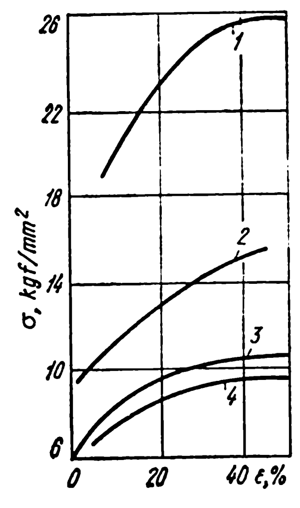


Fig. 450. Courbes de durcissement du bronze БрКМц 3 — 1 ($\dot{\varepsilon} \approx 10\ s^{-1}$) [111]. Température de l'essai, °C :
1 — 600 ; *2* — 700 ; *3* — 800 ; *4* — 850

Fig. 451. Courbes de durcissement du bronze БрКД [111] pour les vitesses de déformation : 10 (*a*) et 0,0454 s^{-1} (*b*). Température de l'essai, °C :
1 — 600; 2 — 650; 3 — 700; 4 — 750; 5 — 800; 6 — 850; 7 — 900

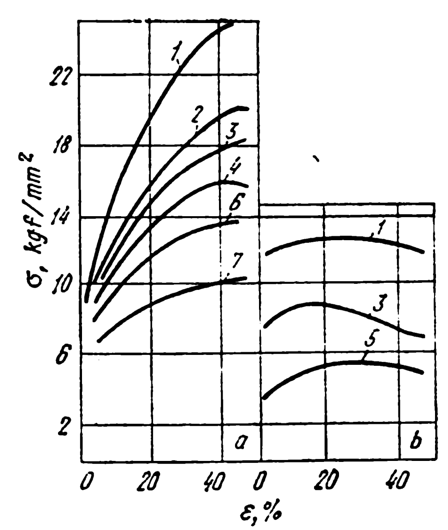


Tableau 116

Propriétés mécaniques de l'alliage МН5 laminé à chaud à des températures élevées [55]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	ψ, %	δ, %
20	24	71	44
100	22	72	49
200	18	70	50
300	15	56	45
400	12,5	42	39
500	10	34	39
600	8	34	41
700	7	41	47
800	9	57	—
900	2,5	69	—
1000	1,5	78	—

Nota. Composition chimique : 4,85% Ni ; le reste — Cu.

Tableau 117

Propriétés mécaniques de l'alliage МН10 laminé à chaud à des températures élevées [55]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	ψ, %	δ, %
20	31	77	47
100	29	79	45
200	27	80	42
300	25	75	38
400	23	65	33
500	20	40	28
600	15	23	20
700	9	30	23
800	6	40	32
900	3	50	43
1000	2	61	57

Nota. Composition chimique : 10,25% Ni ; 1% Fe ; 0,87% Mn ; le reste — Cu.

Tableau 118

Propriétés mécaniques de l'alliage coulé МНЦ15-20 (charge dynamique [11])

Température de l'essai, °C	Compression E_{max}, %	Traction		a_{ch}, kgf·m/cm²
		δ, %	ψ, %	
20	60	40	45	11,0
200	55	45	51	8,9
400	45	29	37	5,7
500	44	21	33	4,0
600	43	16	17	2,9
700	35	14	16	3,1
800	35	12	16	2,0
850	28	5	7	2,4
900	41	5	11	3,1
950	50	26	44	2,7
1000	42	6	27	1,5
1025	19	2	1	0,9

Nota. Composition chimique : 13,5-16,5% Ni + Co ; 18,20% Zn ; le reste — Cu.

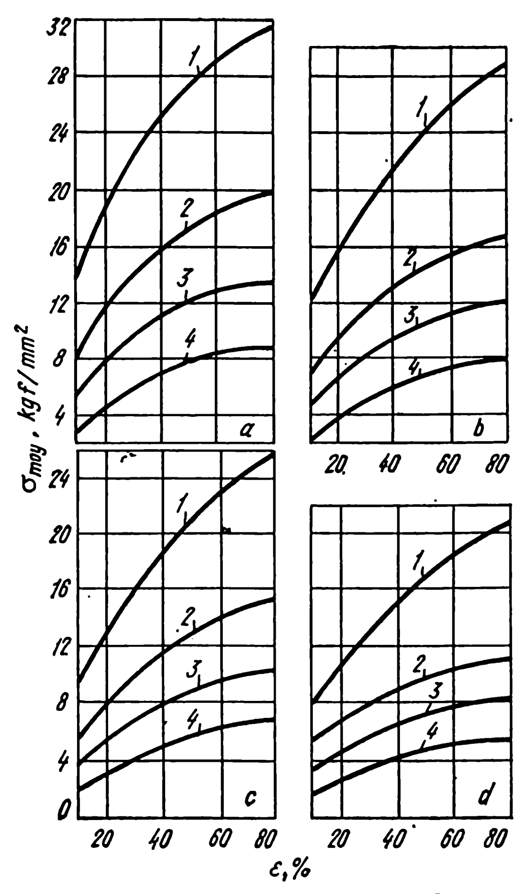


Fig. 452. Courbes de durcissement de l'alliage МНЦ15 — 20 [44] pour les vitesses de déformation : 18 (*a*), 6 (*b*), 1,8 (*c*) et 0,4 s^{-1} (*d*). Température de l'essai, °C :

1 — 650 ; *2* — 750 ; *3* — 850 ; *4* — 950

Propriétés mécaniques de l'alliage coulé МНЦ15-20 (charge statique [11])

Température de l'essai, °C	Compression ε_{max}, %	Traction			Torsion ε_{max}
		σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %	
20	67	28	50	57	1,7
200	64	26	50	48	1,5
400	45	16	22	27	0,9
500	35	12	7	10	0,6
600	31	10,5	4	7	0,4
700	57	7,0	12	21	1,1
800	68	3,5	20	22	1,5
850	72	2,5	17	23	1,5
900	78	2,0	20	24	1,9
950	80	1,5	15	24	2,3
1000	34	1,2	7	12	0,6
1025	23	0,5	2	4	0,1

Nota. Composition chimique : 13,5-16,5% Ni + Co ; 18-20% Zn ; le reste — Cu.

Tableau 120

Propriétés mécaniques de l'alliage coulé МН19 en fonction de la température de l'essai [11]

I. *Charge statique*

Température de l'essai, °C	Compression ε_{max}, %	Traction		Torsion ε_{max}
		σ_t, kgf/mm²	ψ, %	
20	76	25	60	1,97
200	75	23	60	1,9
400	60	15	57	1,2
500	60	12	57	1,2
600	31	11	30	0,6
700	25	8	22	0,4

Température de l'essai, °C	Compression ε_{max}, %	Traction		Torsion ε_{max}
		σ_t, kgf/mm²	ψ, %	
800	35	5	31	0,6
850	36	3	32	0,6
900	53	3	42	0,9
950	57	2	30	0,1
1000	53	1	18	0,9
1100	10	1	5	—

II. *Charge dynamique*

Température de l'essai, °C	Compression ε_{max}, %	Traction		a_{oh}, kgf · m/cm²
		δ, %	ψ, %	
20	79	38	60	10,6
200	72	34	60	7,4
400	62	32	59	7,2
500	60	30	60	6,0
600	58	29	57	2,1
700	43	18	26	2,2
800	41	15	26	0,9
850	48	17	35	1,8
900	50	19	39	2,2
950	51	20	47	4,4
1000	50	18	27	3,3
1100	30	7	5	2,1

Nota: 1. Composition chimique: 18-20% Ni + Co; le reste — Cu.
2. Les éprouvettes ont été recuites à 800°C pendant 2 h.

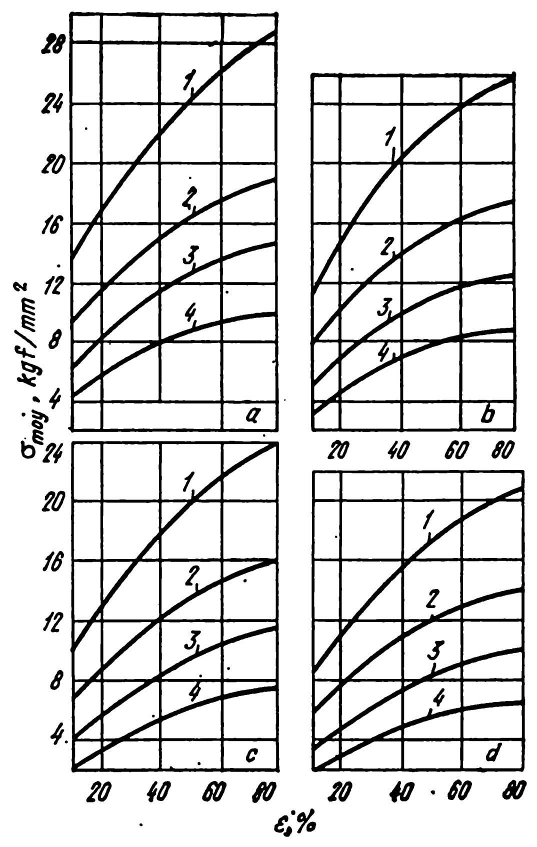


Fig. 453. Courbes de durcissement de l'alliage MH19 [44] pour les vitesses de déformation : 18 (*a*), 6 (*b*), 1,8 (*c*) et 0,4 s^{-1} (*d*). Température de l'essai, °C :

1 — 600 ; *2* — 750 ; *3* — 900 ; *4* — 1030

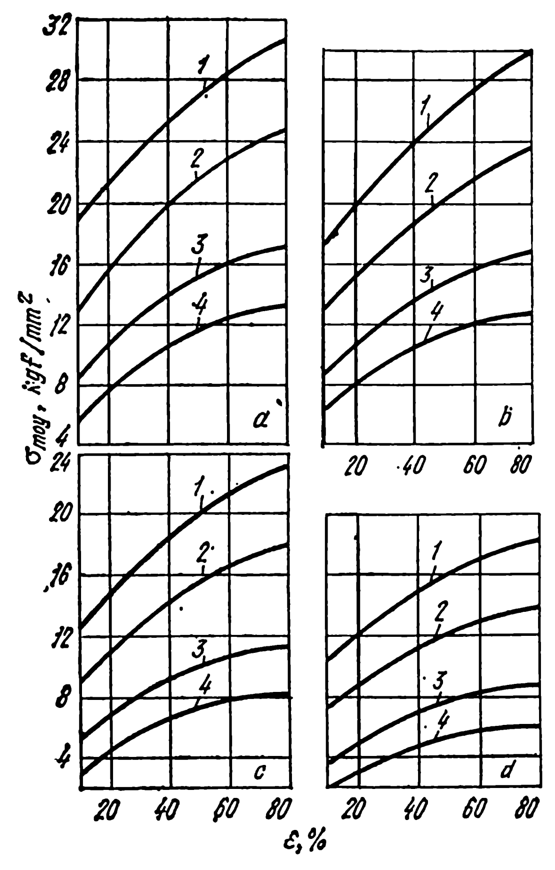


Fig. 454. Courbes de durcissement de l'alliage МНЖМц30 — 0,8 — 1 [44]. Pour les notations voir la fig. 453

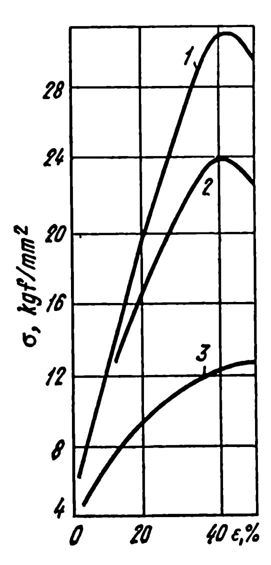


Fig. 455. Courbes de durcissement de l'alliage НМЖМц28 — 2, 5 — 1,5 ($\dot{\varepsilon} \approx 10\ s^{-1}$) [111]. Température de l'essai, °C : *1* — 900; *2* — 1000; *3* — 1200

Tableau 121

Propriétés mécaniques de l'alliage coulé НМЖМЦ28-2,5-1,5 [11]

I. *Action statique des forces*

Température de l'essai, °C	Compression ε_{max}, %	Traction			Torsion ε_{max}
		σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %	
20	80	53	37	44	1,7
200	84	48	35	55	2,6
400	72	45	35	54	1,7
500	66	41	30	44	1,5
600	50	27	15	36	0,9
700	39	17	10	14	0,6
800	15	11	10	12	0,3
850	18	8,5	10	14	0,3
900	32	7,0	10	14	0,6

Température de l'essai, °C	Compression ε_{max}, %	Traction			Torsion ε_{max}
		σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %	
950	37	5,0	12	24	0,6
1000	39	4,0	16	26	0,9
1100	40	2,0	20	32	—
1200	50	1,4	32	44	—

II. *Action dynamique des forces*

Température de l'essai, °C	Compression ε_{max}, %	Traction		a_{ch}, kgf·m/cm²	Traction	
		δ, %	ψ, %		δ, %	ψ, %
	Coulé			Laminé à chaud		
20	81	27	31	16,1	—	—
200	75	24	44	15,9	—	—
400	70	27	45	15,5	—	—
500	66	29	48	14,4	—	—
600	63	32	66	10,5	—	—
700	43	27	45	4,6	27	45
800	38	10	12	2,2	20	29
850	32	15	7	1,9	—	—
900	36	11	14	3,1	25	29
950	46	14	17	2,7	—	—
1000	40	7	12	3,3	30	46
1100	43	7	8	1,6	45	75
1200	43	6	8	1,4	12	27

Nota. 1. Composition chimique : 65-70% Ni + Co ; 1,2-1,8% Mn ; 2-3% Fe.
2. Les éprouvettes ont été recuites à 850°C pendant 2 h.

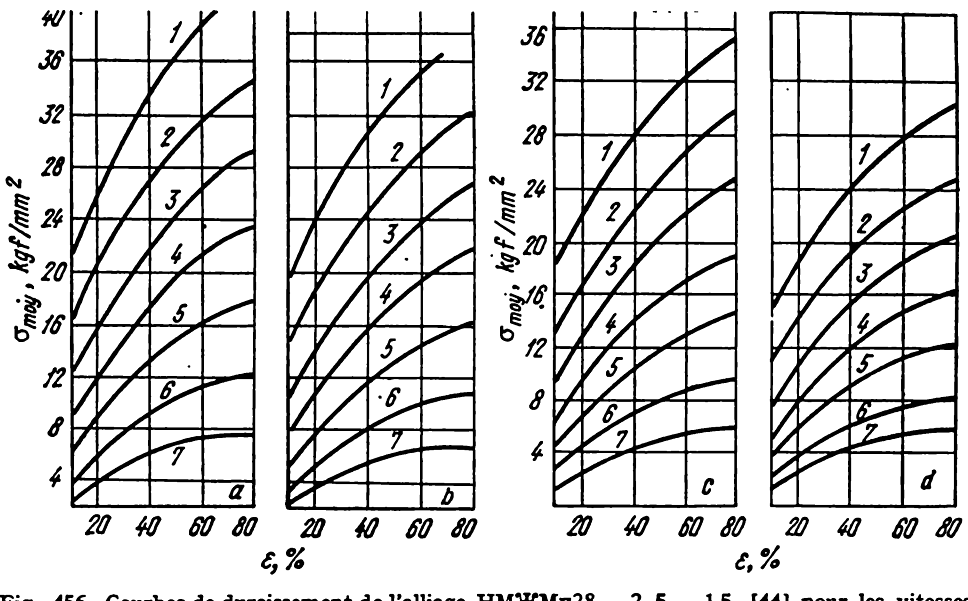


Fig. 456. Courbes de durcissement de l'alliage НМЖМц28 — 2, 5 — 1,5 [44] pour les vitesses de déformation : 18 (*a*), 6 (*b*), 1,8 (*c*) et 0,4 s^{-1} (*d*). Température de l'essai, °C :
1 — 600 ; *2* — 700 ; *3* — 800 ; *4* — 900 ; *5* — 1000 ; *6* — 1100 ; *7* — 1200

Tableau 122

Résultats des essais de rupture de l'alliage НМЖКМц28-2,5-1,5 laminé à chaud à des températures différentes [51]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %
15	58,64	46	70
100	54,64	38	71
200	52,44	38	70
300	54,16	37	64
400	52,12	35	52
500	44,43	19	21
600	31,87	26	26,5
700	22,29	30	30
800	11,77	19	9

Nota. Composition chimique : 28,16% Cu ; 68,74% Ni ; 2,35% Mn ; 0,56% Fe ; 0,10% C ; 0,008% S.

Tableau 123

Propriétés mécaniques du nickel au manganèse НМ5 à des températures d'essai élevées [11]

Action statique des forces					Action dynamique des forces			
température de l'essai, °C	compression E_{max}, %	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %	température de l'essai, °C	compression E_{max}, %	traction δ, %	traction ψ, %
				Coulé				
700	36	21	12	22	700	50	30	50
800	37	15	15	22	800	45	20	31
900	0	11	22	25	900	40	19	37
1000	40	6,5	16	24	1000	48	16	39
1100	45	4,0	25	50	1100	60	35	75
1200	45	3,0	40	60	1200	60	25	57

Suite

Action statique des forces					Action dynamique des forces			
température de l'essai, °C	compression E_{max}, %	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %	température de l'essai, °C	compression E_{max}, %	traction δ, %	traction ψ, %
				Laminé à chaud				
700	40	22	35	51	700	70	33	51
800	50	16	32	46	800	70	30	43
900	45	11	27	39	900	80	29	50
1000	49	6,5	32	46	1000	74	40	78
1100	62	4,5	73	70	1100	100	42	87
1200	58	3,0	75	98	1200	70	45	85

Nota. Avant les essais les éprouvettes ont été soumises au recuit à 900 °C pendant 2 h.

Tableau 124

Propriétés mécaniques de l'alumel НМцАК2-2-1 [11]

I. *Action statique des forces*

Température de l'essai, °C	Compression E_{max}, %	Traction σ_t, kgf/mm²	Traction δ, %	Traction ψ, %
		Coulé		
700	29	21,0	11	24
800	34	16,5	23	17
900	43	10,0	23	29
1000	45	6,5	17	31
1100	50	3,3	38	41
1200	100	2,5	30	70
		Laminé à chaud		
700	40	26,0	20	20
800	48	19,0	21	24
900	55	10,0	23	25
1000	65	6,5	29	34
1100	100	4,0	75	97
1200	100	2,5	80	100

Suite

II. *Action dynamique des forces*

Température de l'essai, °C	Compression ε_{max}, %	Traction	
		δ, %	ψ, %
Coulé			
700	47	29	42
800	31	16	24
900	30	12	20
1000	36	25	35
1100	45	27	69
Laminé à chaud			
700	70	35	49
800	50	22	25
900	40	22	24
1000	62	35	43
1100	100	45	79
1200	100	39	66

Tableau 125

Propriétés mécaniques du nickel coulé H1 [11]

I. *Action statique des forces*

Température de l'essai, °C	Compression ε_{max}, %	Traction			Torsion θ_{max}
		σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %	
20	100	39	46	75	3,5
200	100	38	37	72	3,2
400	90	31	35	70	3,1
500	80	24	40	66	2,3
600	60	19	38	54	1,1
700	33	13	46	32	0,6
800	33	10	50	27	0,6
850	32	8	55	29	0,6
900	52	7	65	50	1,1
950	65	5,5	48	57	1,5
1000	78	4,5	50	65	1,7
1100	100	2,5	57	97	—
1200	100	2,0	60	100	—

II. *Action dynamique des forces*

Température de l'essai, °C	Compression ε_{max}, %	Traction		a_{ch}, kgf·m/cm²
		δ, %	ψ, %	
20	100	52	76	44,1
200	100	39	81	39,4
400	80	33	75	10,0
500	75	36	69	7,3
600	57	36	57	5,8
700	51	36	47	4,3
800	50	23	27	3,8
850	59	39	79	4,0
900	67	42	83	4,1
950	60	43	83	4,7
1000	70	48	84	6,0
1100	80	48	88	9,1
1200	100	48	92	13,2

Nota. Les éprouvettes ont été soumises au recuit à 900 °C pendant 2 h.

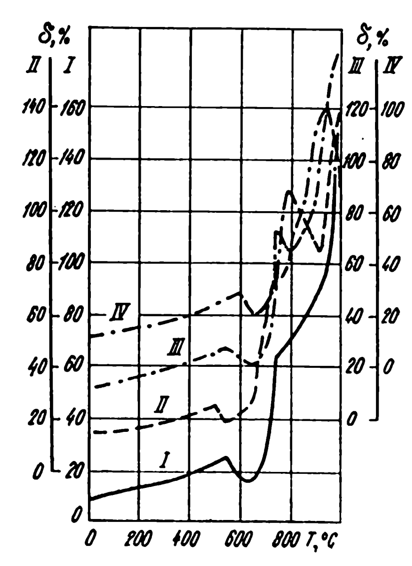


Fig. 457. Influence de la température et de la vitesse des essais sur la plasticité du nickel (déformation préalable — 48%) [52]. Vitesse de déplacement de l'outil, mm/mn :
I — 4 ; *II* — 20 ; *III* — 100 ; *IV* — 600

Fig. 458. Courbes de durcissement du nickel H1 ($\dot{\varepsilon} \approx 10\,s^{-1}$) [111]. Température de l'essai, °C : 1 – 900 ; 2 – 1000 ; 3 – 1100 ; 4 – 1200

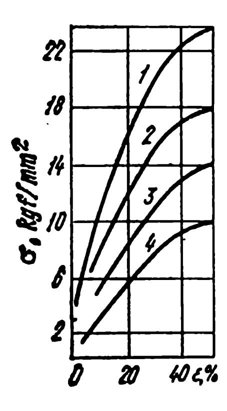


Tableau 126

Propriétés mécaniques du nickel laminé [51]

Température de l'essai, °C	σ_t (kgf/mm²)	$\sigma_{0,2}$ (kgf/mm²)	δ, %	ψ, %
21	56,95	16,87	51	70
93	57,65	16,87	51	68
204	59,06	16,87	52	68
316	58,36	16,17	51	68
427	58,36	14,76	50	66
538	40,78	13,36	50	75
649	31,64	11,95	48	76
760	21,09	9,14	50	78
871	11,95	—	33	32
982	7,73	—	36	40
1093	5,62	—	70	99

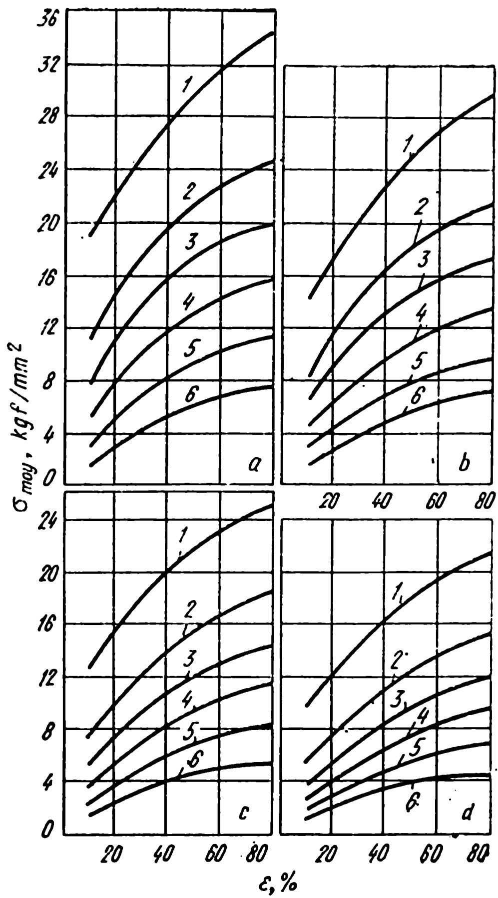


Fig. 459. Courbes de durcissement du nickel НПА1 (99,73%) [44] pour les vitesses de déformation : 18 (*a*), 6 (*b*), 1,8 (*c*) et 0,4 s^{-1} (*d*).
Température de l'essai, °C :
1 – 600; *2* – 800; *3* – 900; *4* – 1000; *5* – 1150; *6* – 1250

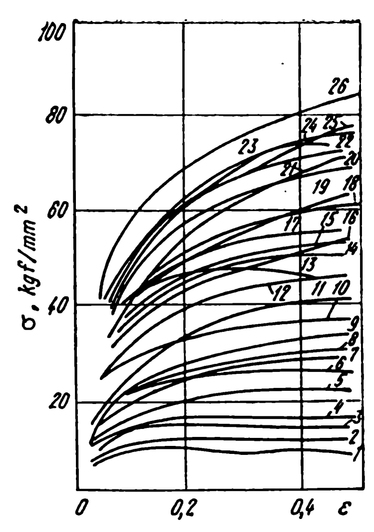


Fig. 460. Courbes de durcissement du nickel H2 (99,5%) [30] :

Courbe	Température, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}	Courbe	Température, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}
1	900	$3,5 \cdot 10^{-4}$	*14*	500	$2 \cdot 10^{-1}$
2	900	$2 \cdot 10^{-3}$	*15*	500	$3,5 \cdot 10^{-4}$
3	900	$2 \cdot 10^{-2}$	*16*	400	$2 \cdot 10^{-3}$
4	800	$2 \cdot 10^{-3}$	*17*	400	$2 \cdot 10^{-1}$
5	700	$3,5 \cdot 10^{-4}$	*18*	200	$2 \cdot 10^{-3}$
6	600	$2 \cdot 10^{-3}$	*19*	400	$3,5 \cdot 10^{-4}$
7	700	$2 \cdot 10^{-2}$	*20*	200	$3,5 \cdot 10^{-4}$
8	800	$2 \cdot 10^{-1}$	*21*	400	$2 \cdot 10^{-2}$
9	600	$3,5 \cdot 10^{-4}$	*22*	20	$2 \cdot 10^{-1}$
10	600	$2 \cdot 10^{-2}$	*23*	20	$2 \cdot 10^{-2}$
11	700	$2 \cdot 10^{-1}$	*24*	200	$2 \cdot 10^{-2}$
12	500	$2 \cdot 10^{-3}$	*25*	20	$2 \cdot 10^{-3}$
13	500	$2 \cdot 10^{-2}$	*26*	20	$3,5 \cdot 10^{-4}$

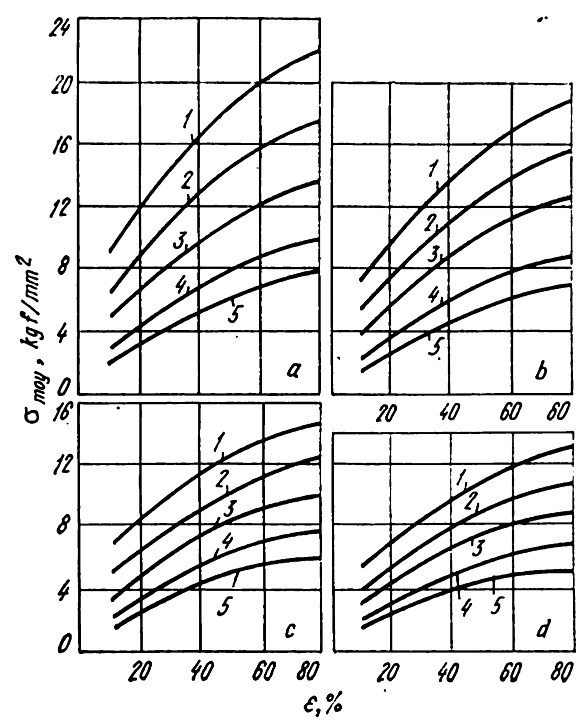


Fig. 461. Courbes de durcissement du nickel НПАП (99,64%) [44] pour les vitesses de déformation : 18 (*a*), 6 (*b*), 1,8 (*c*) et 0,4 s^{-1} (*d*)
Température de l'essai, °C :

1 — 800 ; *2* — 900 ; *3* — 1000 ; *4* — 1150 ; *5* — 1250

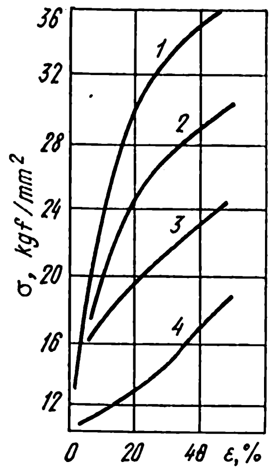


Fig. 462. Courbes de durcissement de l'alliage HX9 ($\dot{\varepsilon} \approx 10\ s^{-1}$) [111].
Température de l'essai, °C :
1 — 900; *2* — 1000; *3* — 1100; *4* — 1200

Sur les conditions des essais des métaux et alliages à point de fusion élevé

Métal, alliage	Conditions des essais		Numéro de la figure, du tableau	Biblio-graphie	Description de la méthode (voir l'Annexe)	Caractéristique des propriétés mécaniques
	T_{es}, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}				
Mo, %:						
99,95	20-1600	2,0	Fig. 463	[112]	+	σ
99,94	(−40)÷÷(+18)	$\sim 10^{-3}$	Fig. 464	[113]	+	σ_t, δ
99,94	(−40)÷÷(+18)	$\sim 10^{-3}$	Fig. 465	[113]	+	σ_t, δ
—	20-1500	$\sim 10^{-3}$	Tabl. 127	[59]	+	σ_t, $\sigma_{0,2}$, ψ, δ
—	20-1600	10^{-3}	Fig. 466	[59]	+	σ_t, $\sigma_{0,2}$
BM1	400-1600	10^{-3}-10^{-1}	Fig. 467	[59]	+	σ_t, $\sigma_{0,2}$
Mo et BM1	1200-1800	$\sim 10^{-4}$	Fig. 468	[49]	+	q
BM1	20-1500	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Fig. 469	[49]	+	σ_t, a_{ch}, δ, ε
BM2	800-1500	$\sim 10^{-4}$	Fig. 470	[49]	+	σ_t, δ, ε_{st}
Molybdène et ses alliages	20-1800	$\sim 10^{-3}$	Fig. 471	[59]	+	σ_t, δ
Alliages de molybdène	20-2000	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Tabl. 128	[51]	+	σ_t, $\sigma_{0,2}$, δ, ψ, a_{ch}
	20-1650	$\sim 10^{-3}$	Tabl. 129	[113]	+	σ_t, $\sigma_{0,2}$, ψ, δ

Suite

Métal, alliage	Conditions des essais		Numéro de la figure, du tableau	Biblio-graphie	Description de la méthode (voir l'Annexe)	Caractéristique des propriétés mécaniques
	T_{es}, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}				
Nb, % : 99,86	20-1600	2,0	Fig. 472	[112]	+	σ
—	20-1100	$\sim 10^{-4}$	Fig. 473, *a*, *b*	[49]	+	σ_t, $\sigma_{0,2}$, δ, ψ
—	750-1050	1-50	Fig. 474	[114]	+	σ
—	20-1400	$\sim 10^{-3}$	Fig. 475	[59]	+	σ_t, $\sigma_{0,2}$, δ
—	20-1200	$\sim 10^{-3}$	Fig. 476	[59]	+	σ_t, δ
—	20-1200	10^{-3}-10^{-1}	Fig. 477	[59]	+	σ_t, $\sigma_{0,2}$
—	20-1400	$\sim 10^{-3}$	Fig. 478	[59]	+	σ_t, δ
Niobium métallo-céramique	20-1900	$\sim 10^{-3}$	Fig. 479	[59]	+	σ_t, $\sigma_{0,2}$, δ, ψ
Alliages de niobium	(−200) ÷ ÷ (+400)	$\sim 10^{-3}$	Fig. 480	[113]	+	$\sigma_{0,2}$, ψ
Nb-Ti	20	$\sim 10^{-3}$	Fig. 481	[113]	+	σ_t, $\sigma_{0,2}$, ψ, δ
Nb-Mo	20	$\sim 10^{-3}$	Fig. 482	[113]	+	σ_t, $\sigma_{0,2}$, ψ, δ
Nb-V	20	$\sim 10^{-3}$	Fig. 483	[113]	+	σ_t, $\sigma_{0,2}$, ψ, δ
Nb-Zr	20	$\sim 10^{-3}$	Fig. 484	[113]	+	σ_t, $\sigma_{0,2}$, ψ, δ
Nb-Hf	20	$\sim 10^{-3}$	Fig. 485	[113]	+	σ_t, $\sigma_{0,2}$, ψ, δ

ВН2	20-1200	10^{-3}-10^{-1}	Fig. 486	[59]	+	$\sigma_t, \sigma_{0.8}$
ЦМ-2А	800-1200	10^{-3}-10^{-1}	Fig. 487	[59]	+	σ_t
Alliages de niobium	20-1500(1700)	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 130	[51]	—	$\sigma_t, \sigma_{0,2}, \delta, \psi$
	1100-1300	$\sim 10^{-3}$	Tabl. 131	[113]	+	$\sigma_t, \sigma_{0,2}, E$
	20	$\sim 10^{-3}$	Tabl. 132	[113]	+	$\sigma_t, \sigma_{0,2}, \psi, \delta$
	20	$\sim 10^{-3}$	Tabl. 133	[113]	+	$\sigma_t, \sigma_{0,2}, \psi, \delta$
	20-1410	$\sim 10^{-3}$	Tabl. 134	[113]	+	$\sigma_t, \sigma_{0,2}, \delta, \psi$
Ta, % :						
99,8	20-1600	2,0	Fig. 488	[112]	+	σ
—	750-1150	1-50	Fig. 489	[114]	+	σ
99,9	20-1800	$\sim 10^{-3}$	Fig. 490	[59]	+	$\sigma_t, \sigma_{0,2}, \delta$
Ta-W	20-1800	$\sim 10^{-3}$	Fig. 491	[59]	+	σ_t, δ
Alliages de tantale	24-1200(1650)	$\sim 10^{-3}$	Tabl. 135	[113]	+	$\sigma_t, \sigma_{0,2}, \delta$
W, % :						
99,96	400-1400	2,0	Fig. 492	[112]	+	σ
—	1370-2760	10^{-4}-10^{-2}	Fig. 493	[30]	+	σ
—	400-2800	$\sim 10^{-3}$	Fig. 494	[59]	+	σ_t, δ
—	600-2700	$\sim 10^{-3}$	Fig. 495	[59]	+	σ_t, δ
Alliages de tungstène	600-2700	$\sim 10^{-3}$	Fig. 496	[59]	+	σ_t, δ
	1200-2700	$\sim 10^{-3}$	Fig. 497	[59]	+	$\sigma_t, \sigma_{0,2}, \delta$
	1200-2600	$\sim 10^{-3}$	Fig. 498	[59]	+	σ_t, δ
	20-2205	$\sim 10^{-3}$	Tabl. 136	[113]	+	$\sigma_t, \sigma_{0,2}, \delta, \psi$
	1370-2200	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 137	[51]	—	σ_t, δ, ψ

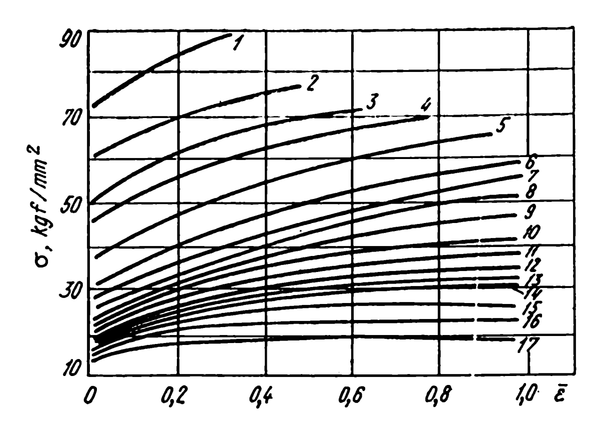


Fig. 463. Courbes de durcissement du molybdène (99,95%) pour $\dot{\varepsilon} = 2\ s^{-1}$ [112]. Température de l'essai, °C :

1 — 20; *2* — 100; *3* — 200; *4* — 300; *5* — 400; *6* — 500; *7* — 600; *8* — 700; *9* — 800; *10* — 900; *11* — 1000; *12* — 1100; *13* — 1200; *14* — 1300; *15* — 1400; *16* — 1500; *17* — 1600

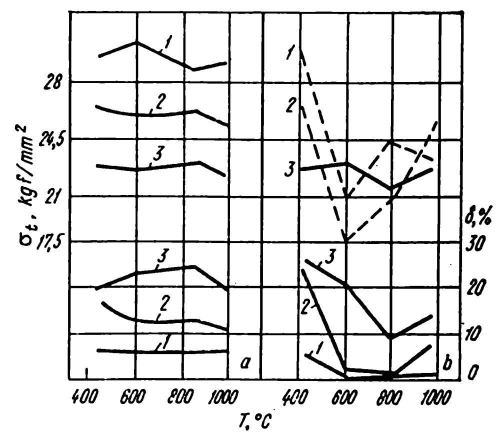


Fig. 464. Influence de la température de laminage sur la valeur de la résistance limite et de l'allongement relatif du molybdène recristallisé (99,94%) [113] :

a — laminage initial à 1000 °C ; *b* — laminage initial à 1350 °C. Température de l'essai, °C : *1* — −40 ; *2* — −10 ; *3* — + 18

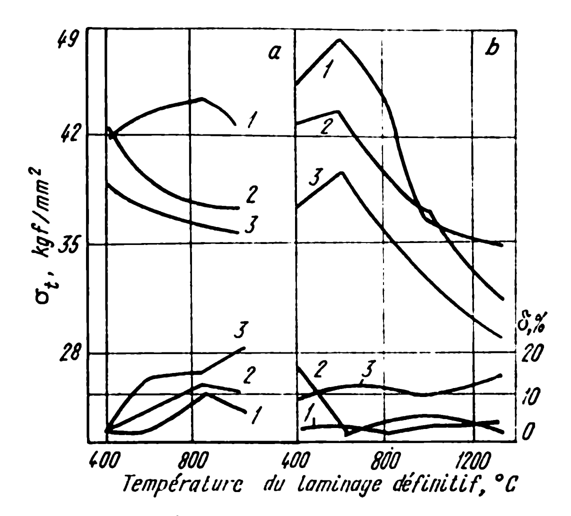


Fig. 465. Influence de la température de laminage sur la valeur de la résistance limite et de l'allongement relatif du molybdène laminé (99,94%) [113] à la température, °C :

1 — −40; *2* — −10; *3* — +18; *a* — laminage initial à 1000 °C; *b* — laminage initial à 1350 °C

Tableau 127

Influence de la température sur les propriétés mécaniques du molybdène obtenu par fusion sous vide à l'arc [59]

Température de l'essai, °C	σ_t (kgf/mm²)	$\sigma_{0,2}$ (kgf/mm²)	δ, %	ψ, %
		Déformé		
20	65,0	52,5	31,0	58,0
300	48,0	—	32,0	—
1000	26,0	23,0	20,0	74,0
1250	11,6	8,8	42,0	92,0
1300	11,0	6,3	33,0	75,0
1500	4,5	—	48,0	—

Température de l'essai, °C	σ_t (kgf/mm²)	$\sigma_{0,2}$ (kgf/mm²)	δ, %	ψ, %
		Recuit		
20	55,0	33,0	15,0	16,0
300	30,0	—	52,0	86,0
1000	13,0	6,0	47,0	95,0
1200	10,0	3,0	50,0	98,0

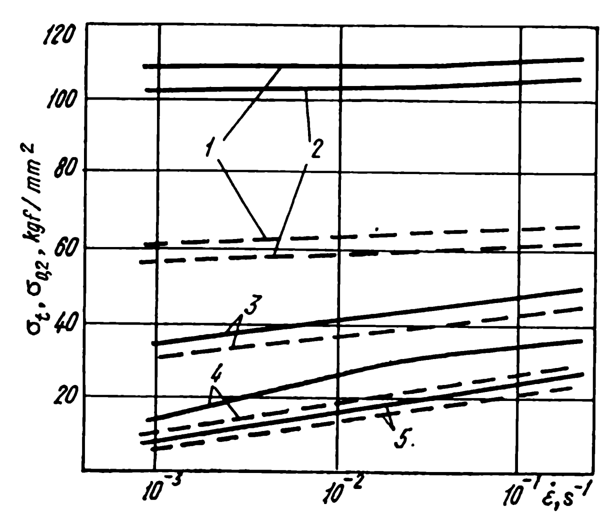


Fig. 466. Variation des propriétés mécaniques du molybdène en fonction de la vitesse de déformation [59]. Lignes en traits pleins — σ_t, lignes en pointillé — $\sigma_{0,2}$. Température de l'essai, °C :

1 — 20; *2* — 400; *3* — 800; *4* — 1200; *5* — 1600

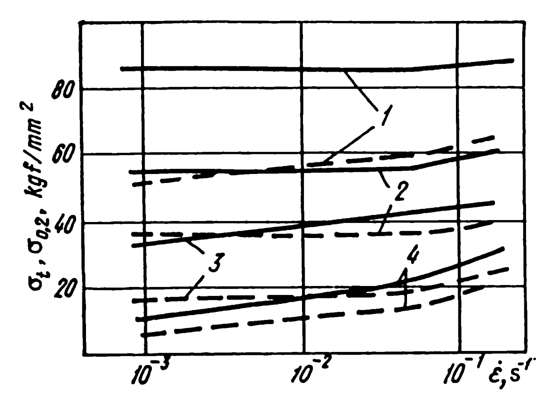


Fig 467. Variation des propriétés mécaniques de l'alliage de molybdène BM1 [59] en fonction de la vitesse de déformation. Lignes en traits pleins — σ_t, lignes en pointillé — $\sigma_{0,2}$. Température de l'essai, °C :

1 — 400; *2* — 800; *3* — 1200; *4* — 1600

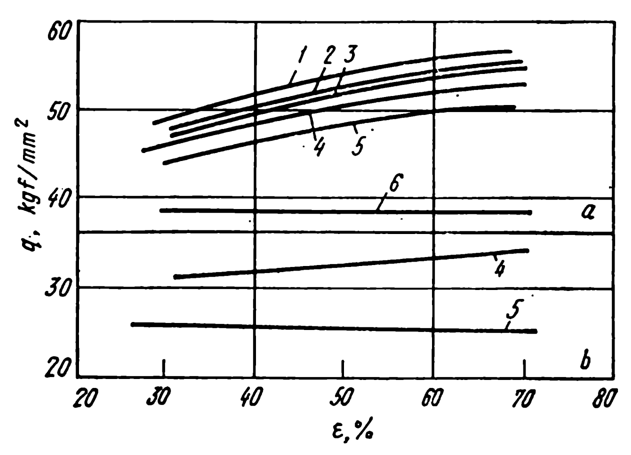


Fig. 468. Courbes de durcissement de l'alliage pressé BM1 (*a*) et du molybdène pur (*b*) dans le cas d'application de la charge statique [49]. Température de l'essai, °C :

1 — 1200; *2* — 1300; *3* — 1350; *4* — 1400; *5* — 1600; *6* — 1800

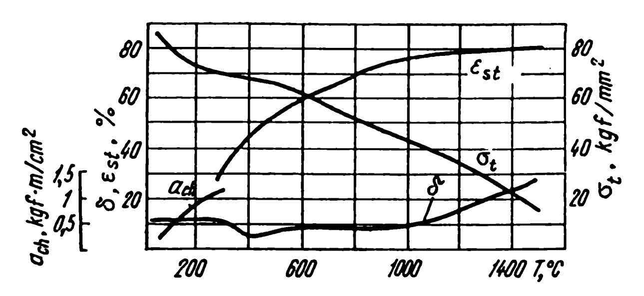


Fig. 469. Propriétés mécaniques de l'alliage BM1 [49]

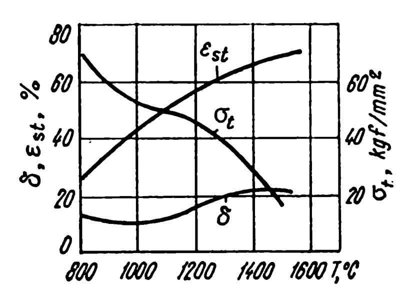


Fig. 470. Propriétés mécaniques de l'alliage BM2 de molybdène [49]

Fig. 471. Influence de la température de l'essai sur la résistance et la plasticité du molybdène et des alliages de molybdène [59] :

1 — molybdène coulé ; *2* — molybdène métallocéramique ; *3* — Mo + 1% Nb ; *4* — Mo + ZrN ; *5* — BM1

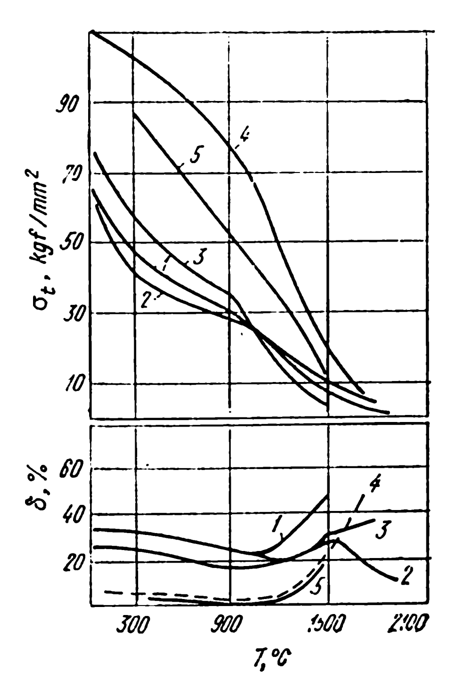


Tableau 128

Propriétés mécaniques des alliages au molybdène [51]

Alliage	Etat du métal	Température de l'essai, °C	σ_t	$\sigma_{0,2}$	δ, %	ψ, %	a_{ch}, kgf·m/cm²
			kgf/mm²				
Mo + +0,5%Ti	Déformé	20	77,5	67,5	29	—	—
		871	61,0	—	17	—	—
		982	46,0	—	25	—	—
		1093	42,0	—	15	—	—
		1204	35,0	—	—	—	—
		1371	14,0	—	53	—	—
		1649	7,0	—	56	—	—

Alliage	Etat du métal	Température de l'essai, °C	σ_t	$\sigma_{0,2}$	δ, %	ψ, %	a_{ch}, kgf·m/cm²
			kgf/mm²				
Mo+ +0,5% Ti	Recuit	24 982 1315	79 47 13	— — —	— — —	— — —	— — —
	Recristallisé	24 1315	55 14	— —	— —	— —	— —
TZM	Déformé	982 1093 1306 1649	94,5 63,0 41,0 10,0	— — — —	— — — —	— — — —	— — — —
	Recuit	24 982 1315 1649	84-91 53-60 38 10	70 — — —	29 18 31 —	63 73 96 —	— — — —
	Recristallisé	24 982 1315	56 29 17	— — —	— — —	— — —	— — —
TZC	Déformé	24 980 1204	95-96 48 43	79 43 37	22 20 11	— — —	— — —
	Recuit	1200 1300	43 42	— —	— —	— —	— —
ВМ-1 et ЦМ2А	Déformé *	−70 −50 −30 20 200 400	100 94 90 80 68 65	— — — 68 — —	7 7 9 10 11,5 5	— — — — — —	— — — — — —

Alliage	Etat du métal	Température de l'essai, °C	σ_t (kgf/mm²)	$\sigma_{0,2}$ (kgf/mm²)	δ, %	ψ, %	σ_{oh}, kgf·m/cm²
BM-1 et ЦМ2A		600	55	—	—	7	—
		800	50	—	—	—	—
		1000	42	—	14	—	—
		1200	34	—	14	—	—
		1500	14	—	25	—	—
		1800	10	—	45	—	—
BM-2	Déformé **	20	75	—	10	30	0,2
		100	—	—	—	—	0,5
		200	—	—	—	—	0,5
		300	—	—	—	—	12
		400	—	—	—	—	12
		500	—	—	—	—	12
	Déformé **	800	57	—	13	60	—
		1000	52	—	10	60	—
		1200	45	—	13	70	—
		1500	16	—	15	70	—
		1800	9	—	18	—	—
		2000	3	—	20	—	—
BM-3	Recuit (barre)	20	80-86	—	0-0,3	0	0
		700	—	—	—	—	0,6-1,8
		1150	60-68	—	6-12	20	—
		1300	50-57	—	6-12	30	—
	Recristallisé (barre)	20	43-60	—	2-8	0,7-40	—
		1400	30-33	—	15-33	50	—
		1600	26-29	—	30-40	50	—
		1800	12-13,5	—	48-50	6,5	—

* Une tôle de 1 mm, déformation de 95%.
** Une barre, déformation de 85%.

Tableau 129

Propriétés mécaniques du molybdène et des alliages au molybdène obtenus par fusion dans un four à arc [113]

Composition de l'alliage, %	Etat	Température de l'essai, °C	$\sigma_{éc}$ (kgf/mm²)	$\sigma_{0,2}$ (kgf/mm²)	δ, %	ψ, %	σ_{100}, kgf/mm²
Mo	Recristallisé	980 1095 1150	12,6 11,2 22,0	24,6 17,6 22,5	41,0 71,0 45,0	98,0 97,0 —	10,5 8,4 —
	Non recristallisé	980 1095 1370 1510 1650	— — — — —	31,6 28,0 10,5 7,7 4,7	30,0 40,0 53,0 53,0 59,0	— — — — —	— — — — —
0,1 ZrO_2*	—	1095	—	—	—	—	16,9
20Re	Recristallisé	21 1095 1315 1650	— — — —	123,0 28,0 14,0 10,5	20,0 23,0 25,0 31,0	— — — —	— 14,0 — —
0,5Ti ; 0,02C	Ecroui	980 1095 1205 1315 1370 1510 1650	— — — — — — —	45,7 42,2 35,0 14,0 14,7 10,5 6,9	25,0 15,0 — 71,0 71,0 53,0 56,0	— — — — — — —	37,3 23,9 — — — — —
1,25Ti ; 0,04C	Recristallisé	870 980 1095	— — —	32,3 — —	— — —	— — —	28,0 27,6 14,0

Suite

Composition de l'alliage, %	Etat	Température de l'essai, °C	$\sigma_{éc}$	$\sigma_{0,2}$	δ, %	ψ, %	σ_{100}, kgf/mm²
			kgf/mm²				
3,2Ti ; 0,50C	Revenu pour la suppression des contraintes résiduelles	23 980 1315	89,3 30,9 18,3	95,0 41,5 25,3	23,0 23,0 53,0	20,0 57,0 93,0	— 30,9 7,0
0,05Zr ; 0,02C	Idem	23 980 1315	81,5 — —	88,6 56,2 14,7	13,0 2,0 14,0	— — —	— 39,4 —
0,4Zr ; 0,05C	Revenu pour la suppression des contraintes résiduelles	23 980 1315	75,9 44,3 24,6	86,5 54,1 40,1	28,0 19,0 25,0	55,0 39,0 84,0	— 42,9 9,8
1,4Nb ; 0,05C	Revenu pour la suppression des contraintes résiduelles	23 980 1315	75,9 44,3 9,8	90,0 61,2 16,9	4,0 17,0 77,0	3,0 56,0 95,0	— 48,5 8,4
1,45Nb ; 0,25C	Idem	24 980 1315	84,0 60,5 —	109,7 71,0 4,5	1,0 7,0 36,0	0,8 14,5 88,0	— 56,2 8,4
0,46Ti ; 0,07Zr ; 0,02C	Idem	24 980 1315 1650	70,0 — — —	91,0 60,5 38,0 9,8	29,0 18,0 31,0 —	63,0 73,0 96,0 —	— 49,0 — —

Composition de l'alliage, %	Etat	Température de l'essai, °C	$\sigma_{éc}$	$\sigma_{0,2}$	δ, %	ψ, %	σ_{100}, kgf/mm²
			kgf/mm²				
1,27Ti; 0,29Zr; 0,30C	Idem	21 980 1315	68,9 — 28,8	85,6 65,0 42,9	1,0 11,0 26,0	0,5 44,0 61,0	— — 23,2
"	Recristallisé	21 980 1315	38,7 — —	61,2 42,9 32,3	5,0 29,0 41,0	4,0 — —	— 38,7 18,3
1,25Ti; 0,20Zr; 0,15C	Ecroui	24 980 1315	78,7 42,9 37,2	95,9 47,8 42,9	22,0 20,0 11,0	— — —	— 42,9 23,9
25W; 0,1Zr; 0,05C	Recristallisé *	24 980 1315	55,5 16,2 11,9	73,8 30,2 20,4	32,0 46,0 58,0	25,0 91,0 89,0	— 29,3 8,4
	Revenu pour la suppression des contraintes résiduelles	24 980 1315	96,3 63,3 —	99 68,9 52,0	0,0 18,0 26,0	0,0 67,0 81,0	— 51,3 8,4
25W; 0,5Ti; 0,05C	Idem	24 980 1315	87,8 35,8 —	102,6 65,3 19,7	17,0 13,0 61,0	35,0 27,0 76,0	— 47,8 7,0

* Obtenu par méthodes de la métallurgie des poudres.

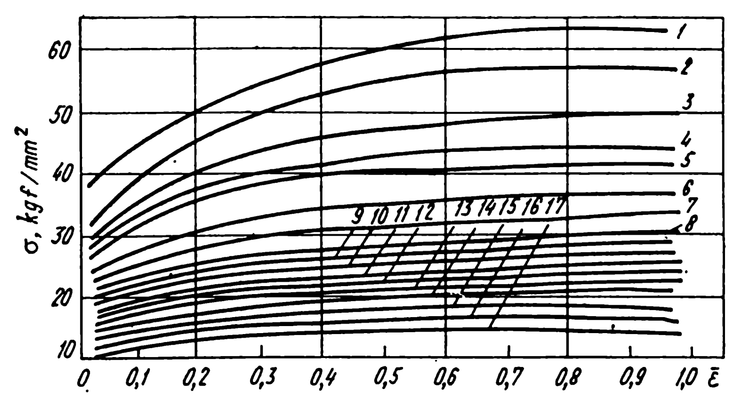


Fig. 472. Courbes de durcissement du niobium (99,86%) pour $\dot{\varepsilon} = 2{,}0\ s^{-1}$ [112]. Température de l'essai, °C :

1 — 20; *2* — 100; *3* — 200; *4* — 300; *5* — 400; *6* — 500; *7* — 600; *8* — 700; *9* — 800; *10* — 900; *11* — 1000; *12* — 1100; *13* — 1200; *14* — 1300; *15* — 1400; *16* — 1500; *17* — 1600

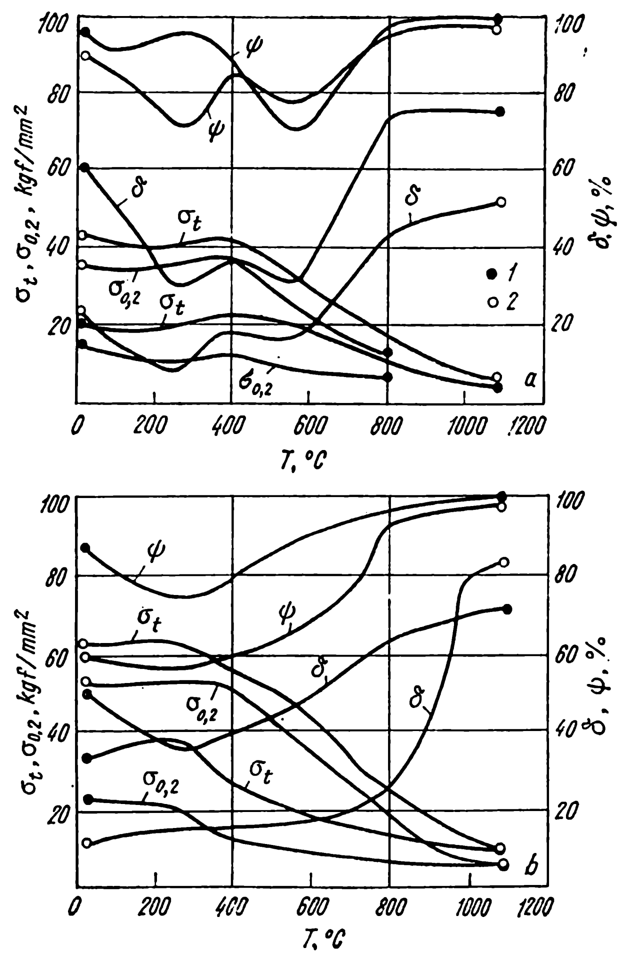


Fig. 473. Propriétés mécaniques du niobium obtenu par fusion à l'arc (*a*) et à faisceau électronique (*b*) [49] :

1 — état écroui ; 2 — état recristallisé

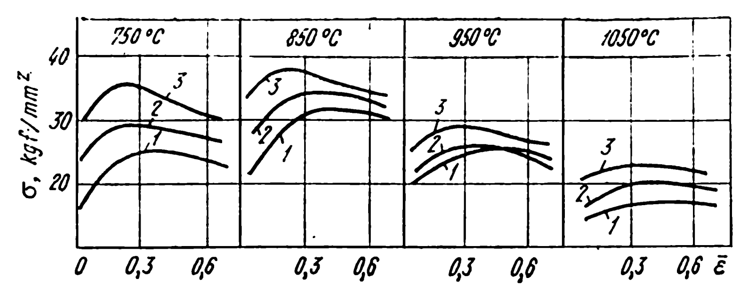


Fig. 474. Courbes de durcissement du niobium techniquement pur après forgeage et recuit [114]. Vitesse de déformation, s^{-1} :
1 — 1 ; *2* — 10 ; *3* — 50

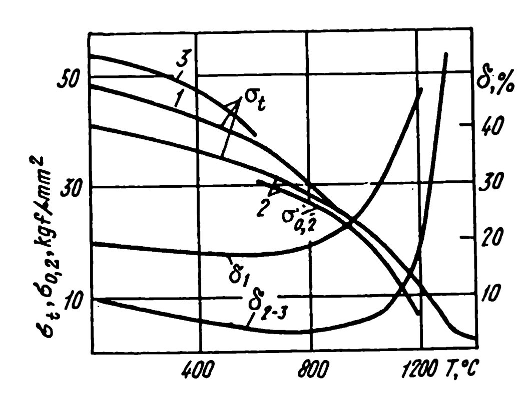


Fig. 475. Influence de la température de l'essai sur les propriétés mécaniques du niobium obtenu par fusion à faisceau électronique [59] :
1 — après la refusion unique des barres ; *2* — après deux refusions des barres ; *3*— éprouvettes en tôle

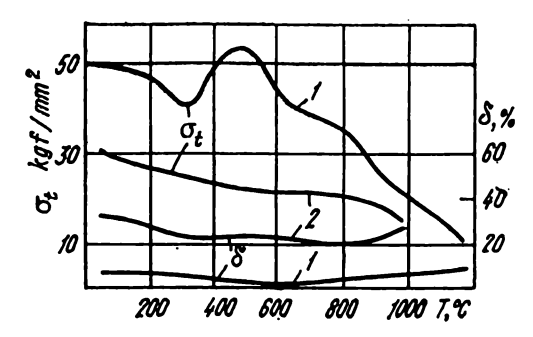


Fig. 476. Influence de la température de l'essai sur les propriétés mécaniques du niobium obtenu par fusion à l'arc sous vide [59] :

1 — métal déformé ; *2* — métal recuit

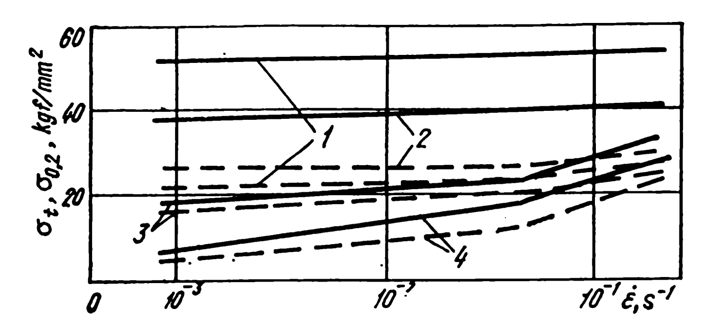


Fig. 477. Influence de la vitesse de déformation sur la valeur de σ_t, $\sigma_{0,2}$ du niobium [59]. Lignes en traits pleins — σ_t, lignes en pointillé — $\sigma_{0,2}$. Température de l'essai, °C :

1 — 20 ; *2* — 400 ; *3* — 800 ; *4* — 1200

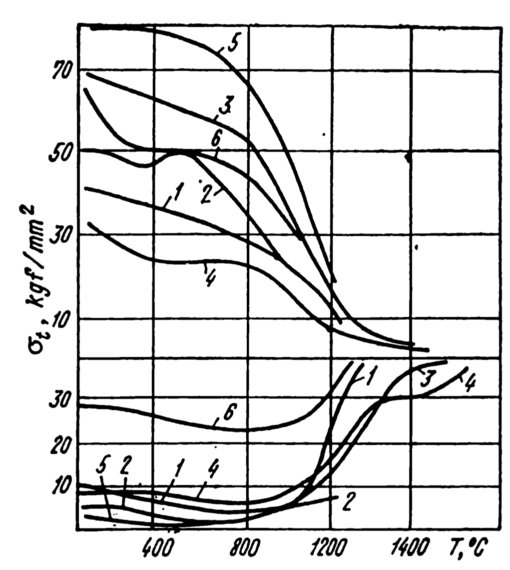


Fig. 478. Propriétés mécaniques du niobium et de l'alliage BH2 obtenus par méthodes différentes [59] :

Courbe	Méthode d'obtention	Demi-produit	Courbe	Méthode d'obtention	Demi-produit
1	Fusion à faisceau électronique	Tôle	4	Métallurgie des poudres	Barre
2	Fusion à l'arc sous vide	Tôle	5	Alliage BH2	Tôle
3	Métallurgie des poudres	Tôle	6	Idem	Barre

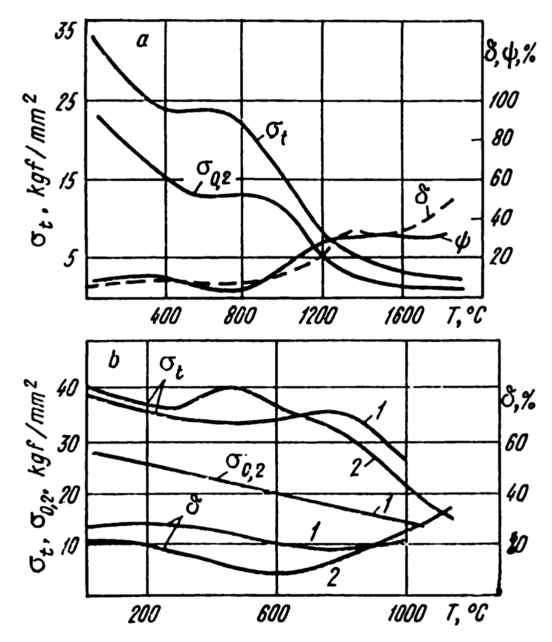


Fig. 479 Propriétés mécaniques du niobium métallocéramique [59] :
a — barre ; *b* — tôle recuite à 1200 °C sous vide (*1*) et dans l'atmosphère de l'argon (*2*)

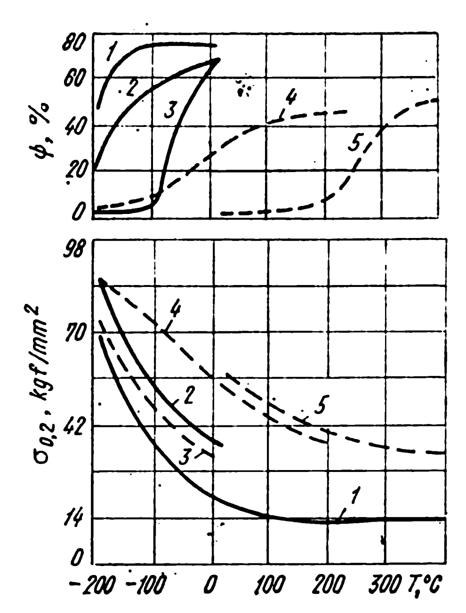


Fig. 480. Influence de la température de l'essai sur la valeur de la limite d'écoulement et de la contraction relative de certains alliages doubles de niobium [113] :

1 — niobium ; *2* — Nb + 8% de Ti atomique ; *3* — Nb + 5% de W atomique ; *4* — Nb + + 30% de Ti atomique ; *5* — Nb + 11% de W atomique

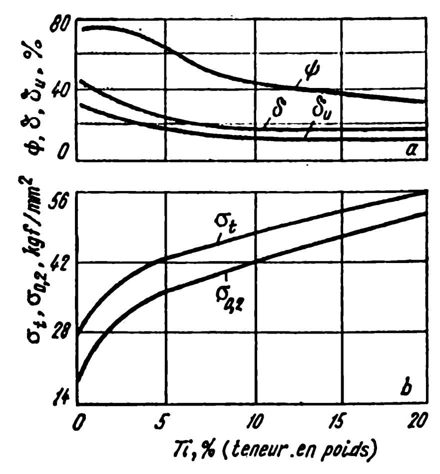


Fig. 481. Variation des caractéristiques de plasticité (*a*) et de résistance (*b*) du niobium en fonction de la teneur en titane (T_{es} = 20 °C) [113]

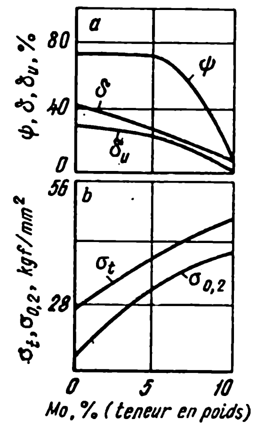


Fig. 482. Variation des caractéristiques de plasticité (*a*) et de résistance (*b*) du niobium en fonction de la teneur en molybdène (T_{es} = 20 °C) [113

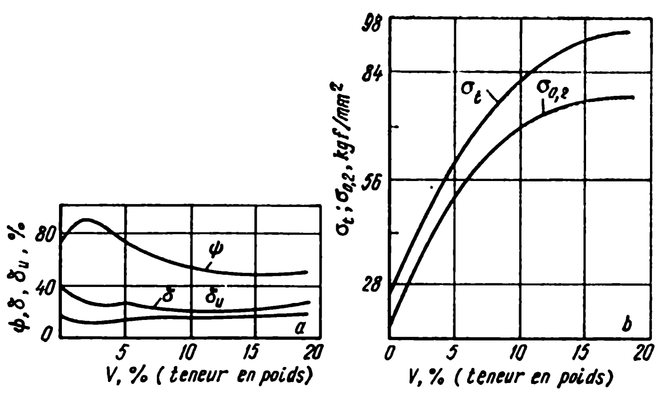


Fig. 483. Variation des caractéristiques de plasticité (*a*) et de résistance (*b*) du niobium en fonction de la teneur en vanadium (T_{es} = 20 °C) [113]

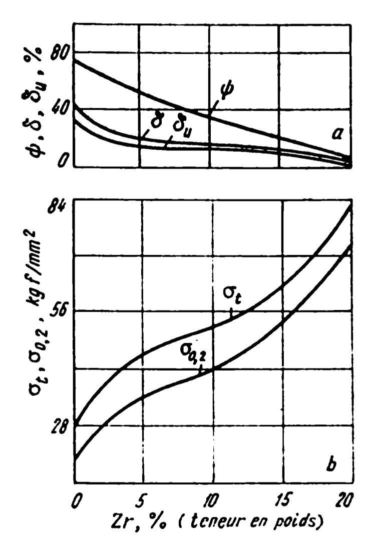


Fig. 484. Variation des caractéristiques de plasticité (*a*) et de résistance (*b*) du niobium en fonction de la teneur en zirconium (T_{es} = 20° C) [113]

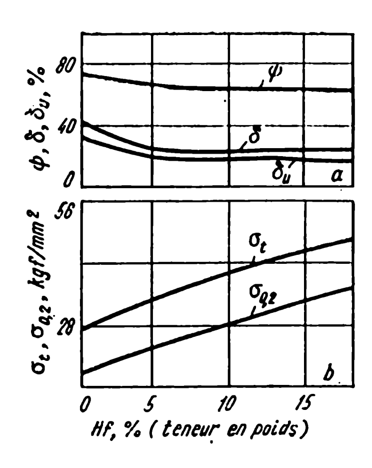
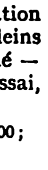


Fig. 485. Variation des caractéristiques de plasticité (*a*) et de résistance (*b*) du niobium en fonction de la teneur en hafnium (T_{es} = = 20 °C) [113]



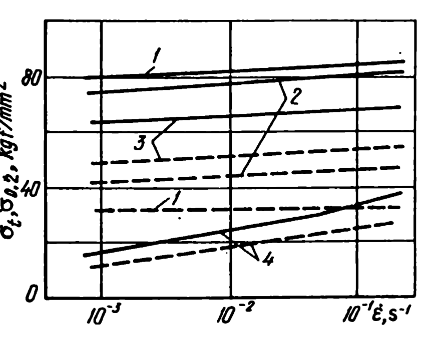


Fig. 486. Variation des caractéristiques de résistance de l'alliage BH2 en fonction de la vitesse de déformation [59]. Lignes en traits pleins — σ_t ; lignes en pointillé — $\sigma_{0,2}$. Température de l'essai, °C :

1 — 20 ; *2* — 400 ; *3* — 800 ; *4* — 1200

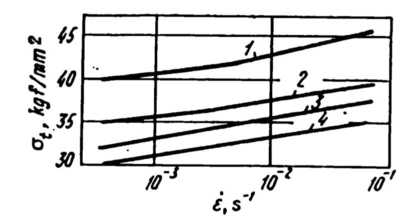


Fig. 487. Variation de la résistance de l'alliage ЦМ-2A [59] en fonction de la vitesse de déformation. Température de l'essai, °C :

1 — 800 ; *2* — 1000 ; *3* — 1100 ; *4* — 1200

Tableau 130

Propriétés mécaniques des alliages de niobium d'origine soviétique enregistrées au cours des essais de courte durée [51]

Alliage	Type des demi-produits et leur état	Température de l'essai, °C	σ_t (kgf/mm²)	$\sigma_{0,2}$ (kgf/mm²)	δ, %	ψ, %
BH-2	Barre pressée	20	75	70	18-28	—
		1200	18-20	—	45-55	—
		1500	10-80	—	—	—
	Tôle laminée à froid (déformation de 90%)	1000	50	—	25	—
		1100	40-45	—	35	—
		1500	8-10	—	35	—
	Tôle recristallisée	1100	31-35	—	20-25	—
BH-2A	Tôle écrouie (déformation de 80 à 90%)	20	80-90	62	4-5	—
		1100	45	—	10	—
		1200	30	—	12	—
		1500	10	—	17	—
	Barre recristallisée	1100	26-30	—	22-26	—
		1200	24-26	—	26	—
BH-3	Barre pressée (déformation de 80 à 90%)	20	75-80	—	16-20	40-70
		1100	45	—	21-24	70-75
		1200	25-29	—	26	79-83
		1500	12,5	—	40-43	—

Suite

Alliage	Type des demi-produits et leur état	Température de l'essai, °C	σ_t (kgf/mm²)	$\sigma_{0,2}$ (kgf/mm²)	δ, %	ψ, %
ВН-4	Barre pressée, recuite	20	81	73	16	33
		1100	70	—	—	—
		1200	55	45-50	15	47
		1500	17	—	24	30
ВН-5А	Tôle recristallisée	20	58-61	46-47	25-29	—
		1100	33-35	20-21	12-14	—
		1500	10-10,5	8-10	30-35	—
ВН-2АЭМ	Tôle écrouie (déformation de 80 à 90 %)	20	70-80	62	4-5	—
		1100	45	—	10	—
		1200	30	—	12	—
		1500	10	—	17	—
ЦРМН-1	Barre recuite à 1300 °C pendant 2 h	20	50-54	39-41	28-30	60-71
		1300	20	—	25	—
ЦРМН-2	Barre recuite à 1300 °C pendant 2 h	20	52-58	48-50	20-25	60-65
		1300	24	—	30	—
		1500	10	—	52	—
		1700	5,4	—	53	—
ЦРМН-3	Idem	20	56-57	47-48	25-28	50-60
		1300	23	—	27	—
		1500	17	—	30	—
		1700	7	—	35	—

Tableau 131

Propriétés mécaniques des alliages de niobium étrangers [113]

Alliage	Atmosphère	Température de l'essai, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}	σ_t	$\sigma_{0,2}$	E
				kgf/mm²		
60% Nb + 30% Ta + 10% W (modifié après laminage à froid)	Hélium	1093	0,0059	32,2	27,8	8930
		1093	0,0060	32,8	28,8	9000
		1204	0,0056	27,7	23,8	8220
		1316	0,0059	17,0	15,3	7250
60% Nb + 30% Ta + 10% W (après laminage à froid)	Hélium	1093	0,0056	30,2	26,7	9700
		1204	0,0056	25,6	23,0	7940
		1316	0,0067	14,8	13,1	6250
		1204 *	0,0067	17,1	14,3	6900
60% Nb + 30% Ta + 10% W (modifié, recuit)	Air	1093	0,0046	15,7	10,8	6750
		1093	0,0050	15,4	10,7	6820
60% Nb + 30% Ta + 10% W (recuit)	Air	1093	0,0050	16,7	11,2	8020
		1093	0,0100	14,8	10,5	8650
		1093	0,0083	15,5	10,5	9500
		1204	0,0083	14,1	10,3	5900
		1204	0,0080	13,7	9,4	6750

* L'alliage a été réchauffé jusqu'à 1427 °C pendant 5 s, refroidi jusqu'à 1204 °C, maintenu pendant 15 s, et, enfin, soumis à l'essai.

Tableau 132

Propriétés mécaniques des alliages de niobium étrangers à 20 °C après le forgeage à 1093 °C [113]

Alliage	Composition de l'alliage, %				σ_t	$\sigma_{0,2}$	ψ, %	δ, %
	Nb	Ta	Mo	W	kgf/mm²			
205Д3	68,5	30	—	1,5	45,9	27,5	86	17
206Д3	67,75	30	1,5	0,75	56,0	29,2	57	16
207Д4	62,5	30	5,0	2,5	63,7	27,9	59	18
221Д3	55,0	30	10,0	5,0	62,0	22,9	75	33
223Д3	82,0 *	10 *	3,0 *	3,0	46,5	—	70	38
199Д3	67,0	30	3,0	—	47,0	29,5	84	18
204Д3	65,0	30	—	5,0	51,8	28,8	79	18
197Д3	70,0	30	—	—	68,0	40,5	79	18
222Д3	60,0	30	—	10,0	88,5	30,5	36	16

* La composition est approximative.

Tableau 133

Propriétés mécaniques des alliages de niobium étrangers à 20°C, soumis au recuit à 1093 °C pendant 1 h [113]

Alliage	Composition de l'alliage, %				σ_t	$\sigma_{0,2}$	ψ, %	δ, %
	Nb	Ta	Mo	W	kgf/mm²			
205Д3	68,5	30	—	1,5	34,6	27,2	79	33
206Д3	67,75	30	1,5	0,75	31,9	25,4	80	47
207Д4	62,5	30	5,0	2,5	59,9	54,5	67	23
223Д3	82,5 *	10 *	3,0 *	3,0	46,3	40,1	70	38
221Д3	55,0	30	10,0	5,0	41,7	—	—	—
199Д3	67,0	30	3,0	—	40,9	36,4	78	38
204Д3	65,0	30	—	5,0	43,5	39,6	71	25
222Д3	60,0	30	—	10,0	55,4	50,8	66	35,5
238Д3	65,0	20	—	15,0	68,4	—	56	27
237Д3	60,0	20	—	20,0	89,8	—	45	26,5
239Д3	55,0	20	—	25,0	92,0	—	10,2	12,5

* La composition est approximative.

Tableau 134

Propriétés mécaniques des alliages étrangers à la base de niobium obtenus par fusion dans un four à arc [113]

Alliage	Composition de l'alliage, %	Température de l'essai, °C	$\sigma_{0,2}$ kgf/mm²	σ_t kgf/mm²	δ, %	ψ, %	σ_{100}, kgf/mm²
			Etat écroui				
—	Niobium	980 1095 1205	5,6 4,2 2,8	9,8 7,0 6,3	55,0 50,0 45,0	99,0 80,0 70,0	— — —
			Etat recristallisé				
—	Niobium (0,0024C; 0,019N; 0,024O)	1095 1205 1315 1370	5,7 5,3 2,8 2,0	7,7 6,5 3,8 2,7	34,0 21,0 70,0 97,0	100,0 73,0 82,0 100,0	— — — —
—	10Ti	980 1205	— —	— 11,5	— 18,0	— —	9,1 —
—	5Mo	21 1205	34,4 5,6	41,5 14	8,0 —	— —	— —
—	5V	27 1095	52 23,9	60,5 26	— —	— —	— —
—	10W	21 1095	40,8 11,2	47,1 13,3	10,0 —	— —	— —
NC-21	10Zr	21 1095	42,9 26,7	58,3 33,7	7,0 28,0	— —	— —
NC-9	5Ti; 5Zr	24 1095	— —	37,9 18,3	— 22,0	— —	— —

Alliage	Composition de l'alliage, %	Température de l'essai, °C	$\sigma_{0,2}$	σ_t	δ, %	ψ, %	σ_{100}, kgf/mm²
			kgf/mm²				
NC-31	5Mo ; 5Hf	1095	—	30,2	—	—	—
NC-32	5Hf ; 1Ti ; 1Zr	24 1095	38,0 33,0	54,1 34,4	26,0 25,0	42,0 —	— —
—	1Ti ; 1Zr ; 1Hf	1095	30,2	30,9	99,0	—	—
NC-155	5V ; 5Mo	24 1095	54,1 26,0	66,8 28,1	29,0 44,0	37,0 54,0	— —
NC-181	5V ; 5Mo ; 1Zr	1095	35,9	38,0	5,0	6,2	—
		Etat revenu [*1]					
VAM-19	5Hf ; 2Mo	24 1095	49,2 27,4	58,3 28,8	12,0 14,0	56,0 50,0	— —
F-44	15Mo ; 1Zr	1095	—	45,7	—	—	21
		Etat écroui					
F-48	15W ; 5Mo ; 1Zr	24 1095 1205 1315	60,5 29,5 21,0 10,5	87,8 45,7 33,7 21,8	25,0 19,0 21,0 —	— — — —	— 24,6 11,9 —
F-50	15W ; 5Mo ; 5Ti ; 1Zr	24 1095 1205 1315	60,5 29,5 21,0 10,5	87,8 45,7 33,7 21,8	25,0 19,0 21,0 —	— — — —	— 24,6 11,9 —
F-82	32,5Ta ; 0,75Zr	24 1095	— 28,1	56,2 31,6	3,0 8,0	— —	— —
		Etat revenu					
F-83 [*2]	—	1095 1205 1371	— 23,9 13,3	31,6 26,7 18,3	— 11,2 28,0	— — —	— — —

Alliage	Composition de l'alliage, %	Température de l'essai, °C	$\sigma_{0,2}$	σ_t	δ, %	ψ, %	σ_{100}, kgf/mm²
			kgf/mm²				
			Etat pressé				
D-31	10Mo; 10Ti	24	64,7	70,0	22,0	47,0	—
		980	—	—	—	—	9,8
		1095	23,2	24,6	12,0	9,0	—
		1205	15,5	17,6	14,0	13,0	—
		1205 *3	18,3	19,0	22,0	—	—
		1315	—	14,0	8,0	11,0	—
		1410	—	7,7	—	40,0	—
D-41	20W; 10Ti; 6Mo	24	—	88,0	10,0	—	—
		1095	—	35,1	25,0	—	14
		1095 *3	37,3	40,1	26,0	57,0	14
		1260	22,5	25,3	30,0	—	—
		1370	—	17,6	35,0	—	—
			Etat écroui				
Cb-6	8Ti; 10W	1000	15,5	23,2	44,0	—	—
		1205	—	11,9	52,0	—	—
Cb-7	7Ti; 28W	24	98,4	102,6	3,8	5,2	—
		1000	28,8	39,4	49,0	78,0	—
		1205	26,7	28,8	22,0	75,0	10,5
			Etat pressé				
Cb-16	20W; 10Ti; 3V	1000	47,8	54,1	15,0	54,0	—
		1205	19,0	23,9	40,0	82,0	—
Cb-20	5Ti; 5Zr; 15W	25	90,0	91,4	3,3	5,4	—
		1000	48,5	53,4	20,0	48,0	—
		1205	18,3	22,5	17,0	52,0	—

Alliage	Composition de l'alliage, %	Température de l'essai, °C	$\sigma_{0,2}$	σ_t	δ, %	ψ, %	σ_{100}, kgf/mm²
			kgf/mm²				
Cb-22	3Al ; 3V	24 1000 1205	88,5 22,5 9,1	93,5 23,2 9,1	7,0 88,0 78,0	6,2 82,0 92,0	— — —
		Etat écroui					
Cb-24	7Ti ; 3Al ; 3V	24 1000 1205	104 17,6 5,6	109 18,3 5,9	5,0 93,0 100,0	9,8 93,0 100,0	— — —
Cb-56	3Al ; 3V ; 1Zr	1000	22,5	26,0	52,0	—	—
Cb-67	7Ti ; 3Al ; 3V ; 1Zr	1000 1205	17,6 4,2	20,4 4,9	52,0 68,0	56,0 63,0	— —
		Etat pressé					
Cb-74	5Zr ; 10W	1205	29,5	31,6	23,0	—	—
		Etat écroui					
Cb-65	7Ti ; 0,8Zr	24 980 1095 1205	60,5 14,8 7,7 4,5	67,5 19,7 11,2 6,6	20,0 14,0 71,0 88,0	66,0 96,0 99,0 99,0	— — — —
		Etat recristallisé					
Cb-65	7Ti ; 0,8Zr	24 980 1095 1205	39,4 15,5 — —	50,6 25,3 16,2 10,5	35,0 31,0 25,0 42,0	80,0 72,0 94,0 96,0	— — 2,8 —

*[1] Le revenu est effectué aux fins de suppression des contraintes résiduelles.
*[2] L'alliage F-82 est modifié au titan.
*[3] Les essais ont été réalisés sous vide.

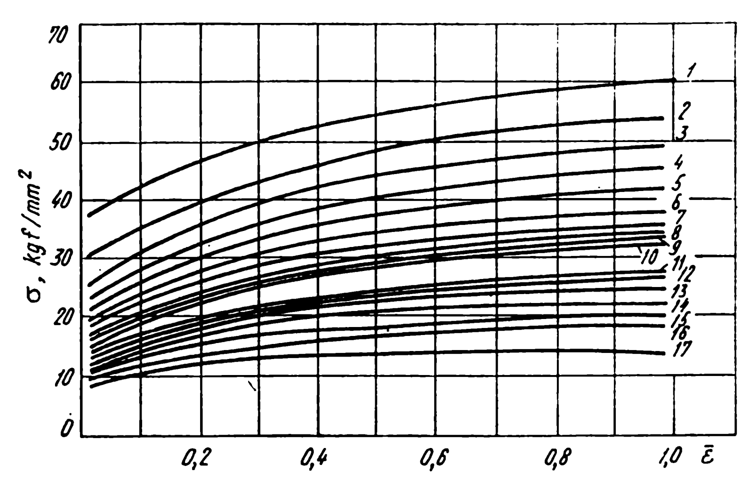


Fig. 488. Courbes de durcissement du tantale (99,8%) pour $\dot{\varepsilon} = 2\ s^{-1}$ [112]. Température de l'essai, °C :

1 — 20 ; *2* — 100 ; *3* — 200 ; *4* — 300 ; *5* — 400 ; *6* — 500 ; *7* — 600 ; *8* — 700 ; *9* — 800 ; *10* — 900 ; *11* — 1000 ; *12* — 1100 ; *13* — 1200 ; *14* — 1300 ; *15* — 1400 ; *16* — 1500 ; *17* — 1600

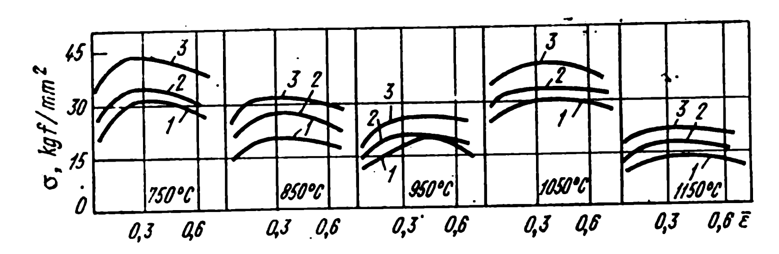


Fig. 489. Courbes de durcissement du tantale pour $\dot{\varepsilon} = 1 \div 50\ s^{-1}$ [114]. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — 1 ; *2* — 10 ; *3* — 50

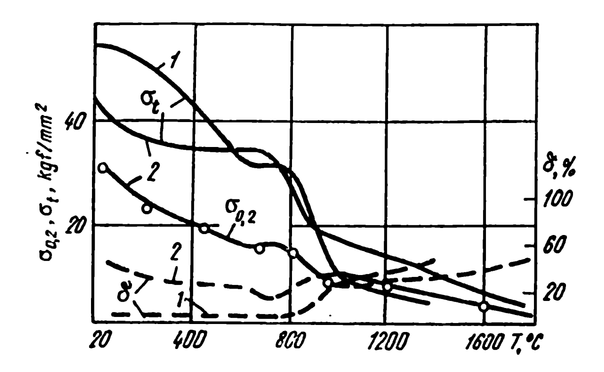


Fig. 490. Propriétés mécaniques du tantale pur [59] :
1 — fusion à faisceau électronique, tôle écrouie ; *2* — fusion à l'arc sous vide, tôle recuite

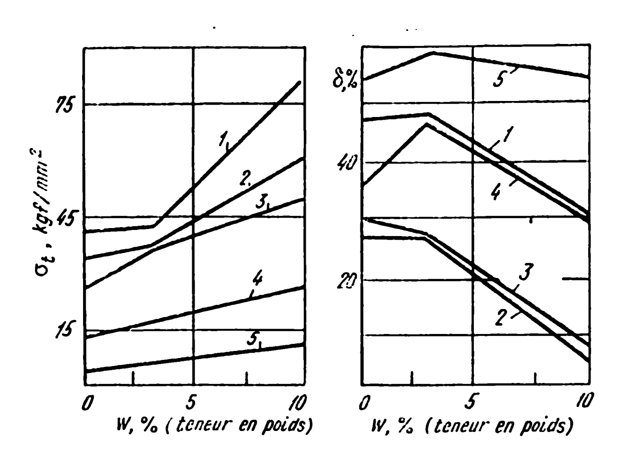


Fig. 491. Influence du tungstène sur les propriétés mécaniques du tantale [59]. Température de l'essai, °C :
1 — 20 ; *2* — 650 ; *3* — 800 ; *4* — 1200 ; *5* — 1800

Tableau 135

Propriétés mécaniques du tantale et de ses alliages [113]

Composition de l'alliage, %	Méthode d'obtention (état)	Température de l'essai, °C	$\sigma_{0,2}$	σ_t	δ, %	σ_{100}, kgf/mm²
			kgf/mm²			
Tantale (0,013N ; 0,0056O)	Métallurgie des poudres (recristallisé)	980 1095 1205 1370	8,4 5,6 5,2 —	15,5 11,9 10,5 —	33,0 43,0 48,0 —	4,9 2,1 — 0,7
Tantale	Par faisceau électronique (recristallisé)	1200	—	7,7	45,0	2,2
Tantale (0,096C)	Dans un four à arc (écroui) *1	1200	—	—	—	6,7
Tantale (0,026N)	Idem	1200	—	—	—	2,5
Tantale (0,056O)	Idem	1200	—	—	—	2,2
Ta + 10Ti	Idem	1200	—	17,6	12,0	—
Ta + 5Hf	Dans un four à arc (recristallisé)	24 1200	23,9 —	31,6 28,1	27,0 30,0	— —
	Dans un four à arc (écroui) *1	1200	—	36,6	15,0	—

Composition de l'alliage, %	Méthode d'obtention (état)	Température de l'essai, °C	$\sigma_{0,2}$	σ_t	δ, %	σ_{100}, kgf/mm²
			kgf/mm²			
Ta+10W	Dans un four à arc (recristallisé)	24 1200	49,2 —	56,2 29,5	16,0 13,0	— —
	Dans un four à arc (écroui) *2	24 980 1205 1430 1650	11,5 56,2 33,0 9,8 8,4	126,5 66,1 47,1 14,8 8,4	4,0 4,2 4,0 17,0 33,0	— — — — —
Ta+30Nb	Idem	1200	—	15,5	10,0	—
Ta+20Nb+10Ti	Idem	1200	—	12,6	14,0	—
Ta+30Nb+5Zr	Dans un four à arc (recristallisé)	24 1200	42,0 —	52,0 26,7	— 4,0	— —
Ta+30Nb+10Cr	Dans un four à arc (recristallisé)	1200	—	16,8	37,0	—
Ta+30Nb+10Hf	Idem	24 1200	37,3 —	45,7 26,7	— 30,0	— —
Ta+30Nb+10Mo	Idem	1200	—	22,5	4,0	—
Ta+30Nb+10W	Idem	24 1200	45,7 —	45,7 19,9	2,0 22,0	— —
	Dans un four à arc (écroui) *3	1200	—	30,2	7,0	—
Ta+30Nb+5V	Dans un four à arc (recristallisé)	24 1200	54,8 —	67,4 28,8	22,0 53,0	— —

*1 La valeur de réduction dans le cas de déformation à froid a été de 50%.
*2 La valeur de réduction dans le cas de déformation à froid a été de 94%.
*3 Le laminage en paquets à 980 °C.

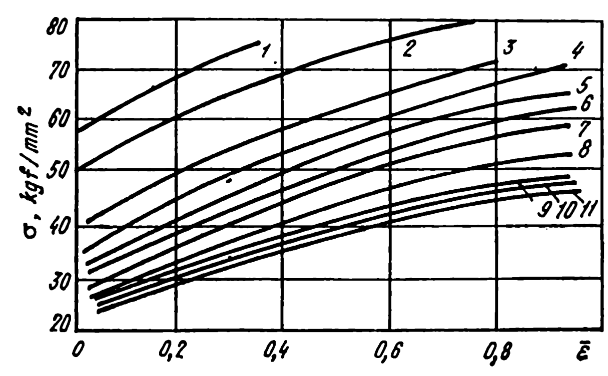
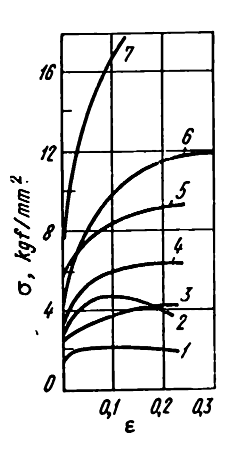


Fig. 492. Courbes de durcissement du tungstène pour $\dot{\varepsilon}$ = 2,0 s⁻¹ [112]. Température de l'essai, °C :
1 – 400 ; *2* – 500 ; *3* – 600 ; *4* – 700 ; *5* – 800 ; *6* – 900 ; *7* – 1000 ; *8* – 1100 ; *9* – 1200 ; *10* – 1300 ; *11* – 1400

Fig. 493. Courbes de durcissement du tungstène [30] :

Courbe	Température, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}	Courbe	Température, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}
1	2760	$3,3\cdot10^{-4}$	*5*	2200	$3,3\cdot10^{-2}$
2	2200	$3,3\cdot10^{-4}$	*6*	1650	$3,3\cdot10^{-4}$
3	2760	$3,3\cdot10^{-2}$	*7*	1370	$3,3\cdot10^{-2}$
4	2420	$3,3\cdot10^{-2}$			



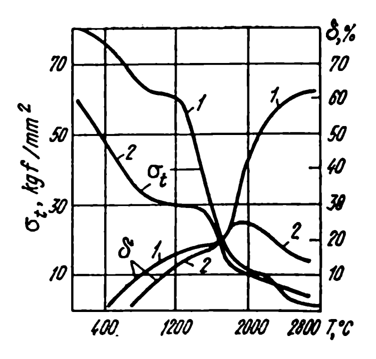


Fig. 494. Influence de la température de l'essai sur les propriétés mécaniques des barres de tungstène coulé (*1*) et de tungstène métallocéramique (*2*) [59]

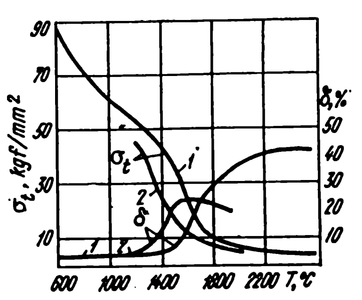


Fig. 495. Influence de la température de l'essai sur les propriétés mécaniques du tungstène coulé (*1*) et métallocéramique (*2*) [59]

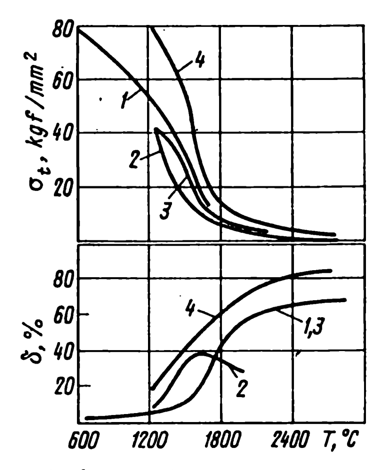


Fig. 496. Influence de la température de l'essai sur les propriétés mécaniques du tungstène et des alliages de tungstène [59] :

1 — tungstène coulé ; *2* — tungstène métallocéramique ; *3* — W + 3% Mo ; *4* — W + 27% Re

Fig. 497. Influence de la température de l'essai sur les propriétés mécaniques des alliages du système W-Mo [59]. Teneur en molybdène, % :
1 — 3; 2 — 12; 3 — 67

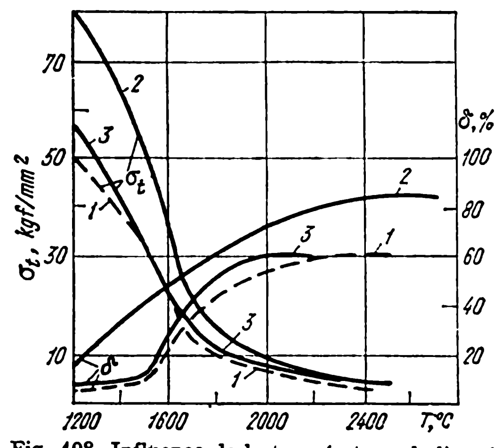


Fig. 498. Influence de la température de l'essai sur les propriétés mécaniques des alliages W-Re [59] :
1 — tungstène pur; 2 — W+27% Re; 3 — W+1,2% Re

Propriétés mécaniques du tungstène et de ses alliages [113]

Composition de l'alliage, %	Méthode d'obtention (état)	Température de l'essai, °C	$\sigma_{0,2}$	σ_t	δ, %	ψ, %
			kgf/mm²			
Tungstène	Après recristallisation	1095	—	23,9	—	—
	Métallurgie des poudres (recristallisé)	1370 1650 1925 2205	— — — —	22,5 13,3 7,7 6,3	— — — —	— — — —
	Métallurgie des poudres (écroui)	1095 1370 1480 1925	— — — —	41,5 34,5 21,0 7,7	— — — —	— — — —
$W+2ThO_2$	Idem	1370 1480	28,8 26,7	29,5 27,4	— —	74,0 38,0
W+0,4TaC	Idem	1370	39,4	47,1	—	42,0
W+0,57Nb	Dans un four à arc (écroui)	1650 1650	35,0 31,6	42,0 32,3	20,0 15,0	82,0 85,0
W+0,88Nb	Idem	1925	5,3	12,6	31,0	98,0
W+0,07Ti	Idem	1650 1925	9,8 5,6	11,9 9,1	36,0 37,0	98,0 98,0

Composition de l'alliage, %	Méthode d'obtention (état)	Température de l'essai, °C	$\sigma_{0,2}$ kgf/mm²	σ_t kgf/mm²	δ, %	ψ, %
W+0,12Zr	Dans un four à arc (écroui)	1650 1925	28,8 7,7	33,7 10,5	16,0 49,0	39,0 98,0
W+30Re	Dans un four à arc (recristallisé)	21 1095 1315 1650	— — — —	137,1 105,4 94,9 35,0	5,0 7,0 8,0 13,0	— — — —
W+30Re	Dans un four à arc (écroui)	21 1095 1315 1650	— — — —	217,9 119,5 56,0 21,0	6,0 7,0 8,0 6,0	— — — —

Tableau 137

Propriétés mécaniques des alliages au tungstène [51]

Composition de l'alliage, %	Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %
W+0,5Mo	1370 1650 1930 2200	26,5 15,0 6,3 4,6	2 20 36 25	0 51 33 30
W+5Mo	1650 1930 2200	17,5 7,0 4,0	— — —	— — —
W+15Mo *	1650 1930 2200	17,5 9,4 4,9	27 85 —	78 95 —

Composition de l'alliage, %	Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %
W+0,5Nb	1650 1930	24,5 7,7	10 30	57 35
W+1,0Nb	1650 1930	15,3 8,7	20 23	23 21
W+1,3Nb	1650 1930	26,0 10,0	8 18	21 18
W+2,0Nb	1650	23,4	9	25
W+1,6Ta	1650 1930 2060	14,1 9,7 6,6	28 47 44	62 68 48
W+3,6Ta	1650 1930	35,0 11,8	15 34	8 39
W+5,3Ta	1650 1930 2200	39,2 14,0 7,7	— — —	— — —
W+1ThO_2	1370 1650	34,0 26,0	— —	— —
W+2ThO_2	1370 1650	24,9 20,7	— —	— —

* Forgé.

Sur les conditions des essais d'autres métaux non ferreux

Métal, alliage	Conditions des essais		Numéro de la figure, du tableau	Bibliographie	Description de la méthode (voir l'Annexe)	Caractéristique des propriétés mécaniques
	T_{es}, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}				
Pb, % :						
99,98	22-300	0,04-311	Fig. 499	[65]	+	σ
99,95	20	0,02-0,30mn^{-1}	Fig. 500	[17]	+	σ
C00 ; Pb+4%Sb	20	$3\cdot10^{-4}$-40	Fig. 501, *a, b*	[90]	+	σ
Pb (99,9%)	20-250	10^{-4}-10^{0}	Fig. 502	[30]	—	σ
—	20-265	$\sim10^{-4}$	Tabl. 138	[51]	—	σ_t, φ, δ
Pb+2,1Sb	20	1-12	Fig. 503	[115]	+	σ
Pb+2,5Sb	20	0,01-30	Fig. 504*	—	+	σ
Sn (99,9%)	20-100	10^{-4}-10^{2}	Fig. 505	[30]	—	σ
	53-207	$\sim10^{-4}$	Tabl. 139	[51]	—	σ_t, ψ, δ
Б93	18-175	$\sim10^{-4}$	Tabl. 140	[51]	—	σ_t, ψ, δ

Suite

Métal, alliage	Conditions des essais		Numéro de la figure, du tableau	Bibliographie	Description de la méthode (voir l'Annexe)	Caractéristique des propriétés mécaniques
	T_{es}, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}				
Б89	$18 \div 200$	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 141	[51]	—	σ_t, δ, ψ, HB
Б83	15-200	$\sim 10^{-4}$; 10^{2}	Tabl. 142	[51]	—	σ_t, δ, ψ, a_{ch}, HB
Alliages d'étain	20-175	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 143	[51]	—	σ_t, φ, δ
Zn, %						
99,99	$(-75) \div$ $\div (+300)$	0,2-650	Fig. 506	[67]	+	σ
99,97	0-300	0,8-100	Fig. 507	[67]	+	σ
99,60	0-300	0,8-100	Fig. 508	[67]	+	σ
—	20-200	$\sim 10^{-4}$	Fig. 509	[56]	—	σ_t, δ
Ц0	100-250	$\sim 10,0$	Fig. 510	[111]	+	σ
	150-340	0,4-18	Fig. 511	[44]	+	σ
99,99	$(-100) \div$ $\div (+300)$	10^{-4}-10^{-1}	Fig. 512	[30]	—	σ
99,97	10-380	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 144	[51]	—	σ_t, δ
99,8	20-200	0,01-50	Fig. 513	[116]	+	σ
	20-200	0,01-50	Fig. 514	[116]	+	σ
—	20-400	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 145	[51]	—	σ_t, ψ
—	20-400	$\sim 10^{-4}$	Tabl. 146	[51]	—	σ_t, ψ

Ag (99,99%)	20 (— 196) ÷ ÷ (837) 600-750	10^{-4}-50 10^{-4}-10^{-1} 5-50	Fig. 515 Fig. 516 Fig. 517	[109] [30] [117]	+ — +	σ σ σ
Alliages d'argent	500-700 500-680	2-25 2-25	Fig. 518 Fig. 519	[117] [117]	+ +	σ σ
Alliage d'or	20-500 20-600	1-50 1-50	Fig. 520 Fig. 521	[118] [118]	+ +	σ δ, ψ
Cr	20-1400 500-1400	$\sim 10^{-4}$ 20-10000 mm/s	Fig. 522 Fig. 523	[49] [49]	+ +	δ, ψ q, ε
Alliages de chrome	20-1500	$\sim 10^{-4}$; $\sim 10^{2}$	Tabl. 147	[51]	—	σ_t, $\sigma_{0,2}$, E, δ, a_{ch}, HB
Zr, % : 99,8 98,35	 20-1000 20-1000	 0,25-16,0 0,25-16,0	 Fig. 524 Fig. 525	 [119] [119]	 + +	 σ σ
Co (99,99%)	80-780	10^{-4}-10^{-2}	Fig. 526	[30]	—	σ
U	20-1000	0,25-16	Fig. 527	[30]	—	σ
Be	100-400	10^{-5}-10^{-2}	Fig. 528	[30]	—	σ

* Selon les données des auteurs de cet ouvrage.

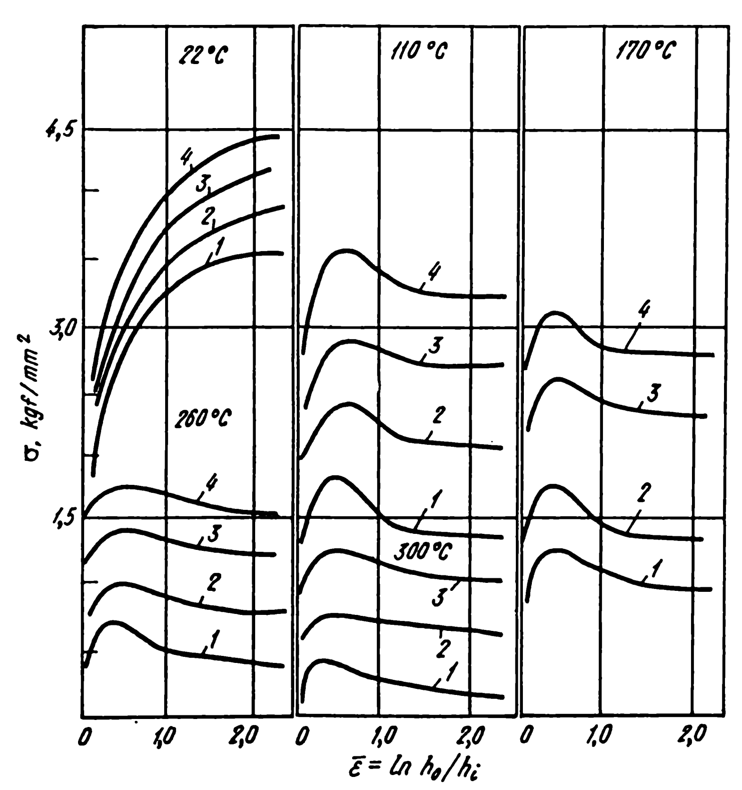


Fig. 499. Courbes de durcissement du plomb C1 (99,98%) [65]. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — 0,04 ; *2* — 9 ; *3* — 101 ; *4* — 311

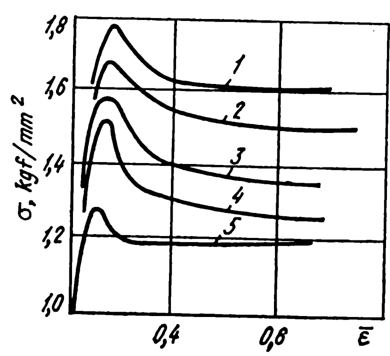


Fig. 500. Courbes de durcissement du plomb techniquement pur dans le cas d'application de la charge statique [17]. Vitesse de déformation, mn^{-1} :

1 — 0,30 ; *2* — 0,20 ; *3* — 0,10 ; *4* — 0,05 ; *5* — 0,02

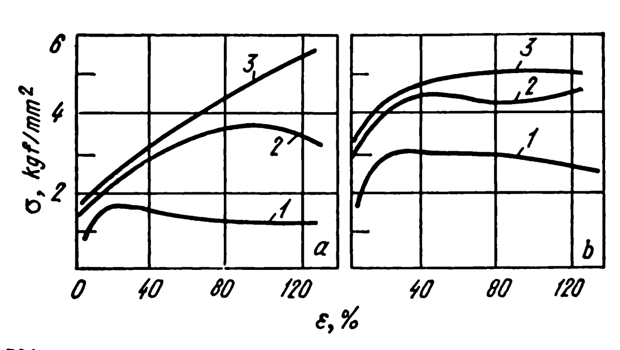


Fig. 501. Courbes de durcissement du plomb C00 (*a*) et de l'alliage Pb + 4% Sb (*b*) [90]. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — $3 \cdot 10^{-4}$; *2* — 2,7 ; *3* — 40

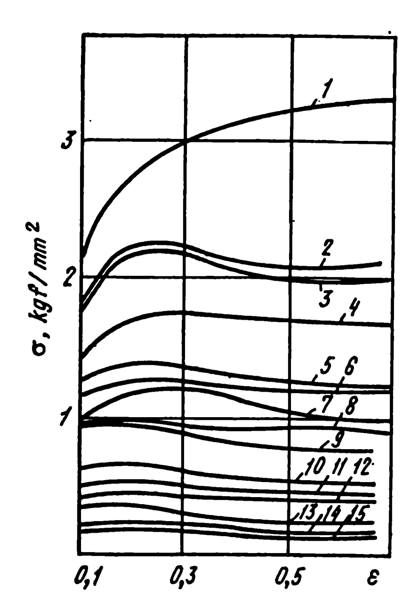


Fig. 502. Courbes de durcissement du plomb (99,9%) [30] :

Courbe	Température, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}	Courbe	Température, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}
1	20	10^{0}	9	100	$5 \cdot 10^{-2}$
2	20	$5 \cdot 10^{-2}$	10	100	$5 \cdot 10^{-4}$
3	100	$5 \cdot 10^{0}$	11	200	$5 \cdot 10^{-2}$
4	20	$5 \cdot 10^{-3}$	12	250	$5 \cdot 10^{-3}$
5	20	$5 \cdot 10^{-4}$	13	200	$5 \cdot 10^{-2}$
6	200	$5 \cdot 10^{0}$	14	200	$5 \cdot 10^{-4}$
7	100	$5 \cdot 10^{-2}$	15	250	$5 \cdot 10^{-4}$
8	250	$5 \cdot 10^{0}$			

Tableau 138

Variation des propriétés mécaniques du plomb soumis au récuit à 100 °C [51]

Température, de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	ψ, %	δ, %
20	1,35	100	31
82	0,80	100	24
150	0,50	100	33
195	0,40	100	20
265	0,20	100	20

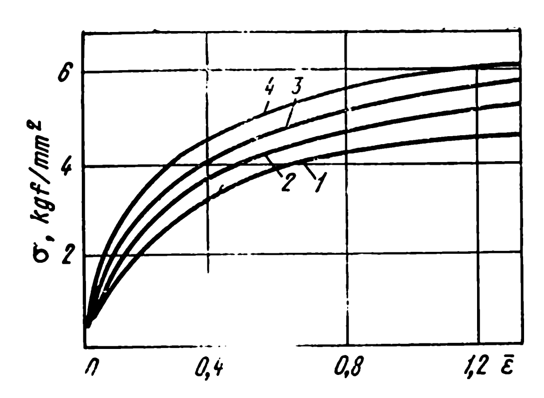


Fig. 503. Courbes de durcissement à 20 °C du plomb contenant 2,1% de Sb [115]. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — 1 ; *2* — 3 ; *3* — 6 ; *4* — 12

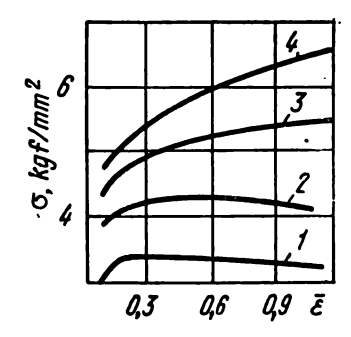


Fig. 504. Courbes de durcissement de compression (à 20 °C) des éprouvettes de plomb à 2,5% de Sb, de dimension 12 × 18 mm prélevées lors des essais sur les plastomètres [63]. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — 0,01 ; *2* — 1 ; *3* — 10 ; *4* — 30

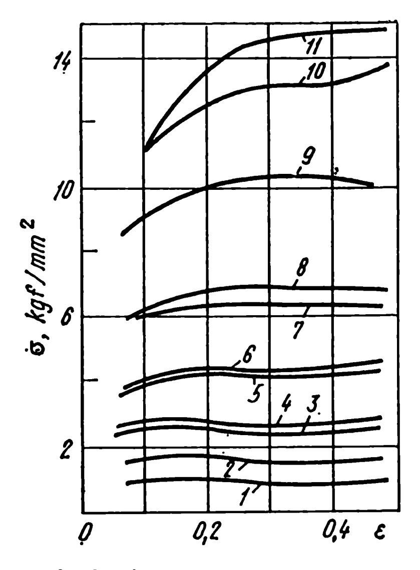


Fig. 505. Courbes de durcissement dans le cas de la compression de l'étain (99,9%) [30] :

Courbe	Température, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}	Courbe	Température, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}
1	100	$5 \cdot 10^{-4}$	*7*	20	$5 \cdot 10^{-2}$
2	100	$1{,}5 \cdot 10^{-3}$	*8*	100	$5 \cdot 10^{0}$
3	100	$5 \cdot 10^{-2}$	*9*	20	$5 \cdot 10^{-1}$
4	20	$5 \cdot 10^{-4}$	*10*	100	10^{2}
5	20	$5 \cdot 10^{-3}$	*11*	20	$5 \cdot 10^{0}$
6	100	$5 \cdot 10^{-1}$			

Tableau 139

Propriétés mécaniques de l'étain soumis au recuit à 50 °C pendant 2 h [51]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	ψ, %	δ, %
53	1,75	72	45
100	1,05	82	45
153	0,65	97	41
180	0,45	12	10
207	0,25	0	0

Tableau 140

Propriétés du régule Б93 à des températures élevées [51]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %
18	6,7	20,5	24
50	5,7	26,0	34
100	3,7	25,0	35
150	2,7	32,0	38
175	1,9	36,0	41

Tableau 141

Propriétés mécaniques du régule Б89 à des températures différentes [51]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %	Dureté *HB*
18	8,0	18,5	25	24,0
25	7,1	—	—	22,3
50	6,5	24,0	27	18,2
75	5,5	—	—	14,8
100	4,6	23,0	28	11,3
150	2,8	32,0	38	10,8
175	2,0	38,0	44	—
200	1,8	29,4	72	2,3

Tableau 142

Propriétés du régule Б83 à des températures élevées [51]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %	a_{ch}, kgf·m/cm²	Dureté *HB*
15	9	6	—	0,63	30
25	—	—	—	—	29
50	—	—	—	0,66	22,8
75	—	—	—	—	18,5
100	5,4	15,2	26,3	0,68	14,5
110	—	—	—	—	12,5
125	—	—	—	—	10,9
150	3,2	8,4	13,5	0,67	8,2
175	—	—	—	0,7	5,9
200	—	—	—	—	2,6

Tableau 143

Propriétés des alliages à l'étain aux températures élevées [51]

Composition chimique, %	Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %
3,78 Sb ; 3,55 Cu ; 0,30 Pb ; 0,04 Fe ; 0,03 As	20	6,7	20	24
	50	5,7	26	34
	100	3,7	25	35
	150	2,7	32	38
	175	1,9	36	41
3,78 Sb ; 3,55 Cu ; 0,30 Pb ; 0,04 Fe ; 0,03 As ; 1,0 Cd	20	10,1	8,5	10
	50	7,7	16	19
	100	5,4	20	26
	150	3,0	45	40
	175	2,1	63	69
7,14 Sb ; 3,21 Cu ; 0,47 Pb ; 0,03 Fe	20	7,9	18	25
	50	6,5	24	27
	100	4,6	23	28
	150	2,8	32	38
	175	2,0	38	44
9,88 Sb ; 4,21 Cu ; 0,33 Pb ; 0,05 Fe ; 0,03 As	20	9,3	13	17
	50	7,8	17	25
	100	5,7	23	26
	150	3,4	33	43
	175	2,32	52	61

Composition chimique,%	Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	ψ, %
9,88 Sb; 4,21 Cu;	20	11,3	8	10
0,33 Pb; 0,05 Fe;	50	9,3	13	14
0,03 As; 1,0 Cd	100	5,6	23	28
	150	3,5	29	35
	175	2,8	45	42

Nota. Les éprouvettes ont été découpées dans des bandes du métal coulées des dimensions 152 × 12,7 × 3,2 mm.

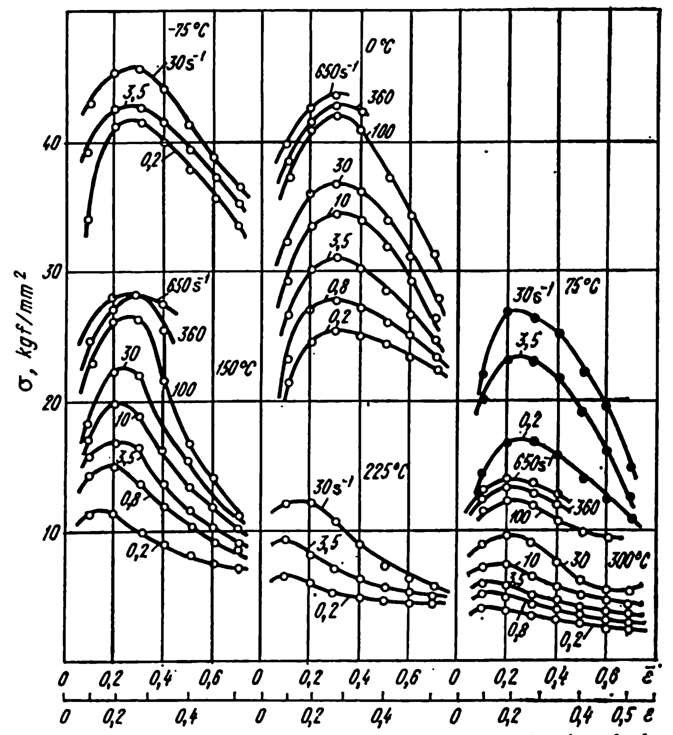


Fig. 506. Courbes de durcissement des éprouvettes de zinc de haute pureté (99,99%) [67] après laminage à chaud

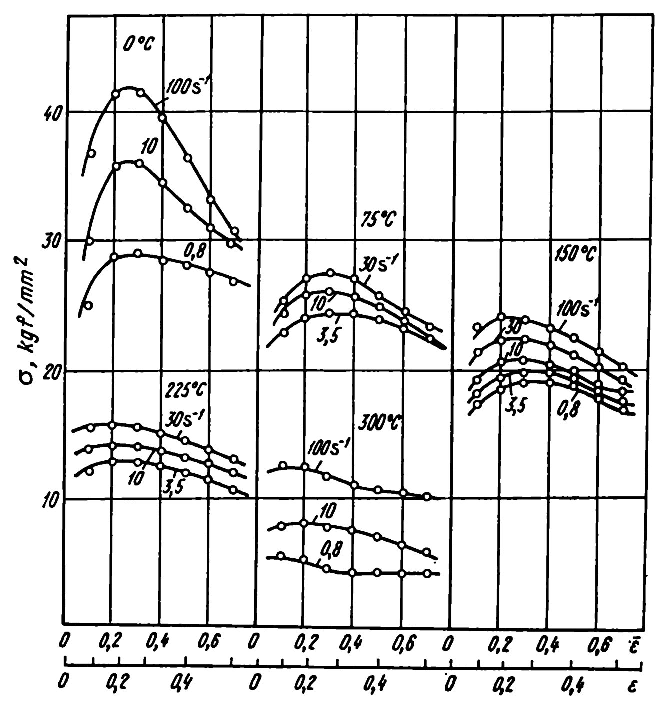


Fig. 507. Courbes de durcissement des éprouvettes de zinc (99,97%) [67] de dimension 8 × 12 mm après laminage à chaud

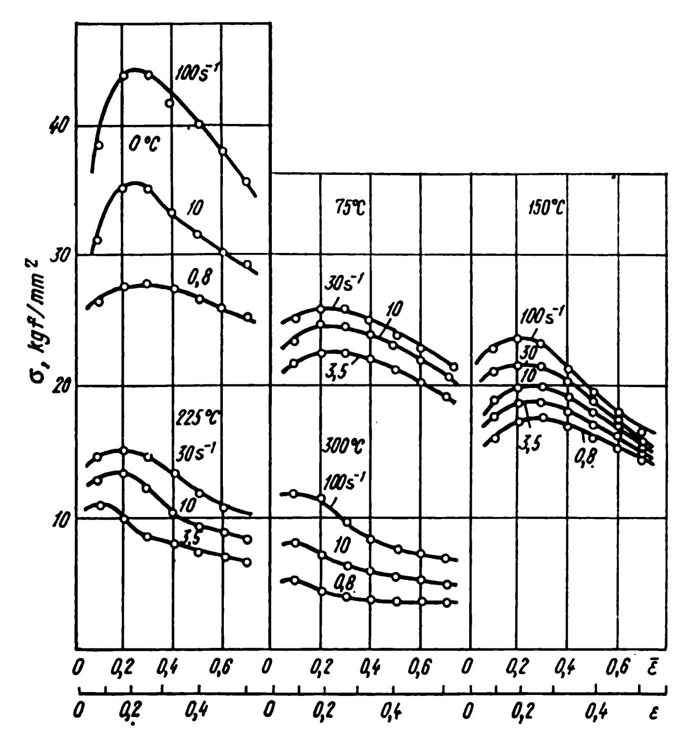


Fig. 508. Courbes de durcissement des éprouvettes de zinc (99,60%) [67] de dimension 8 × 12 mm après laminage à chaud

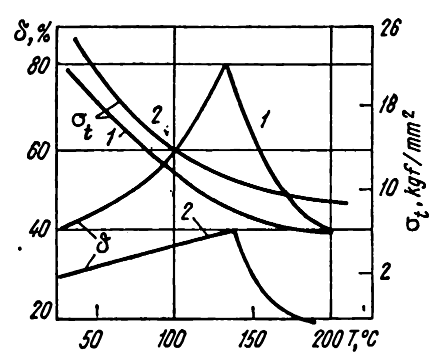


Fig. 509. Influence de la température de l'essai sur les propriétés mécaniques du zinc [56] :

1 — éprouvettes orientées dans le sens du laminage ; 2 — éprouvettes orientées en travers du sens du laminage

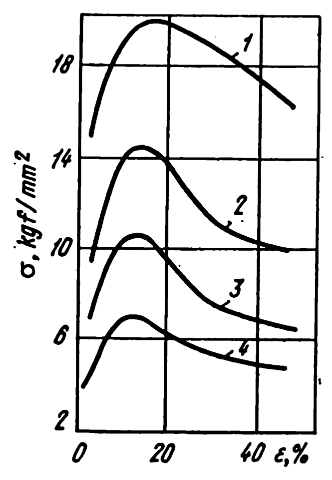


Fig. 510. Courbes de durcissement du zinc Ц0 pour $\dot{\varepsilon}$ = 10 s^{-1} [111]. Température de l'essai, °C :

1 — 100 ; 2 — 150 ; 3 — 200 ; 4 — 250

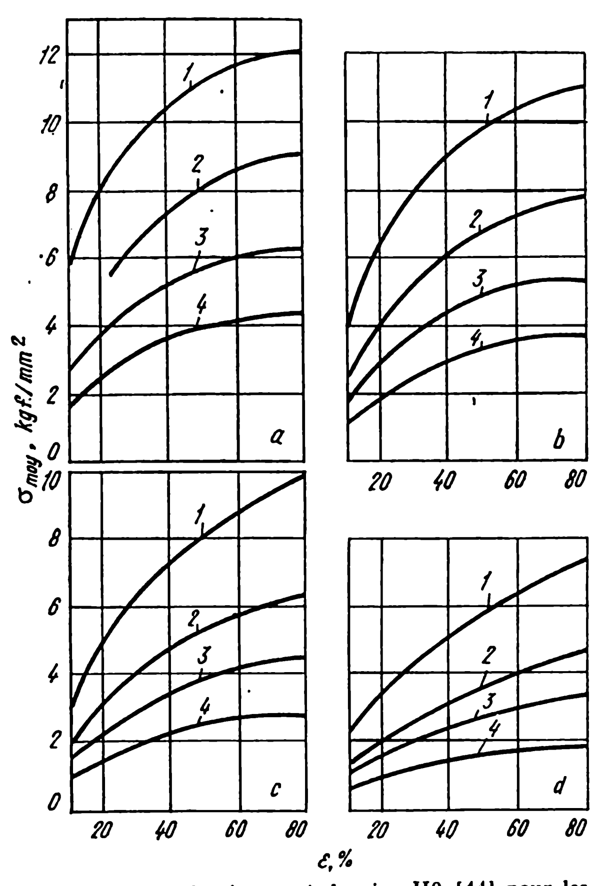


Fig. 511. Courbes de durcissement du zinc Ц0 [44] pour les vitesses de déformation : 18 (*a*), 6 (*b*), 1,8 (*c*) et 0,4 (*d*). Température de l'essai, °C :

1 — 150 ; *2* — 220 ; *3* — 280 ; *4* — 340

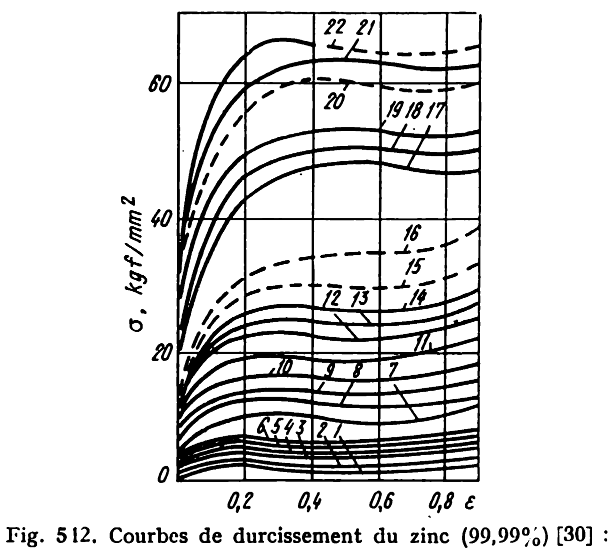


Fig. 512. Courbes de durcissement du zinc (99,99%) [30] :

Courbe	Température, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}	Courbe	Température, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}
1	300	10^{-4}	12	100	10^{-1}
2	300	10^{-3}	13	18	10^{-4}
3	300	10^{-2}	14	18	10^{-3}
4	300	10^{-1}	15	18	10^{-2}
5	200	10^{-4}	16	18	10^{-1}
6	200	10^{-3}	17	−50	10^{-3}
7	200	10^{-2}	18	−50	10^{-2}
8	200	10^{-1}	19	−50	10^{-1}
9	100	10^{-4}	20	−100	10^{-3}
10	100	10^{-3}	21	−100	10^{-2}
11	100	10^{-2}	22	−100	10^{-1}

Propriétés mécaniques du zinc (99,97 % Zn) laminé à chaud* et recuit à des températures différentes [51]**

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %	Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	δ, %
10	16,8	56,5	200	5,7	72
62	15,6	62,5	225	5,1	57
100	13,0	56,5	250	3,7	64
125	10,5	60	275	3,0	57,5
150	9,4	75	290	2,7	48
160	8,5	85	300	3,1	78,5
170	7,55	56	310	2,45	69
180	6,15	54	325	2,05	66
185	6,35	47	350	1,7	62
190	6,9	97,5	380	—	53

* Déformation de 50%.
** Réchauffement jusqu'à 350 °C pendant 18 h ; refroidissement jusqu'à 30 °C.

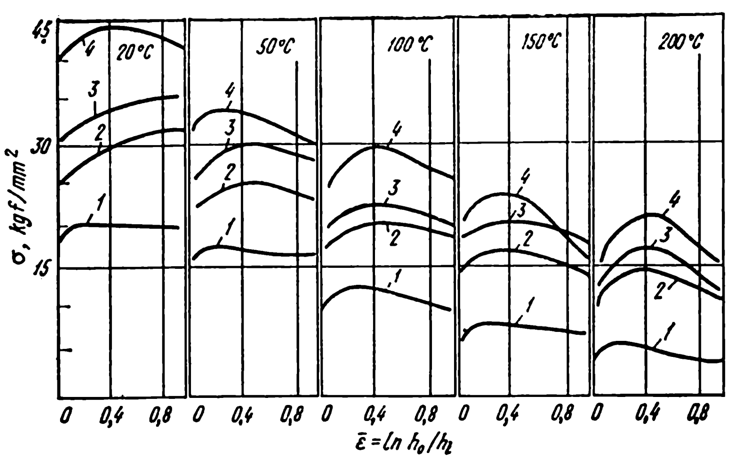


Fig. 513. Courbes de durcissement des éprouvettes de zinc (0,05% Mg, 0,10% Al) [116] orientées le long du sens du laminage. Vitesse de déformation, s⁻¹ :

1 — 0,01 ; *2* — 2 ; *3* — 10 ; *4* — 50

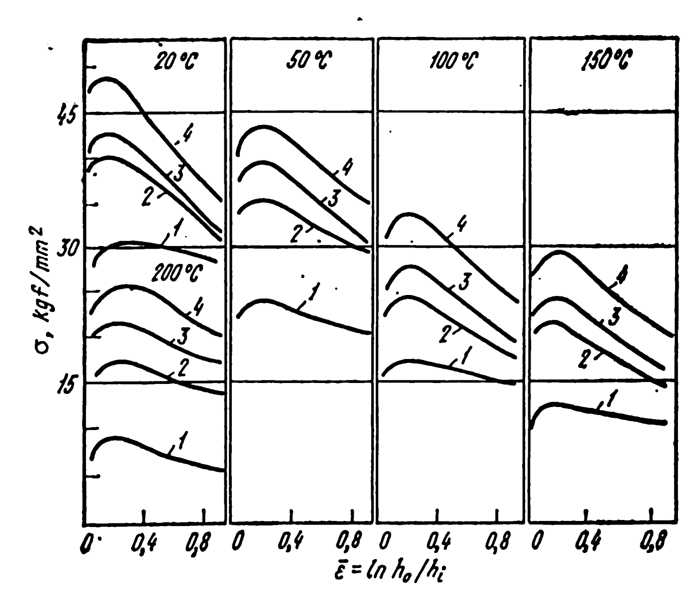


Fig. 514. Courbes de durcissement des éprouvettes de zinc (0,05% Mg ; 0,10% Al) [116] orientées en travers du sens du laminage. Pour les notations voir la fig. 513

Tableau 145

Influence de l'aluminium sur les propriétés mécaniques du zinc coulé [51]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	ψ, %	σ_t, kgf/mm²	ψ, %	σ_t, kgf/mm²	ψ, %	σ_t, kgf/mm²	ψ, %
	Ц1		Zn + 0,25% Al		Zn + 1,0% Al		Zn + 2,0% Al	
20	5,7	4,0	16,1	9,0	18,7	0	17,5	2,6
50	6,1	4,0	15,8	12,6	16,4	1,0	18,4	4,0
100	7,3	9,7	14,7	43,8	20,7	5,9	18,1	3,9
150	9,9	15,6	18,5	45,7	17,8	10,7	12,3	6,9
200	7,4	51,0	9,8	23,5	6,7	3,5	12,8	13,7
250	2,37	27,8	8,7	34,4	9,7	0,0	11,0	20,0
300	1,25	2,0	6,0	29,7	4,7	0,0	8,3	21,3
350	1,8	15,3	4,1	37,6	3,1	0,0	3,5	22,2
375	2,6	100,0	—	—	—	—	—	—
400	1,0	0,0	2,7	45,7	—	—	—	—

Influence du cuivre sur les propriétés mécaniques du zinc coulé [51]

Température de l'essai, °C	σ_t, kgf/mm²	ψ, %	σ_t, kgf/mm²	ψ, %	σ_t, kgf/mm²	ψ, %	σ_t, kgf/mm²	ψ, %
	Zn+0,2%Cu		Zn+1,0%Cu		Zn+2,0%Cu		Zn+3,0%Cu	
20	4,5	0,0	5,4	0,0	12,4	0,0	14,5	0,0
100	6,4	9,75	10,6	10,5	13,7	9,75	17,1	14,4
150	6,9	9,75	9,0	14,5	12,2	9,75	13,3	14,4
200	7,0	11,6	8,4	11,6	9,7	14,4	12,8	10,9
250	4,7	15,8	6,9	17,0	8,9	9,75	10,3	11,6
300	3,9	20,5	6,1	11,6	7,9	11,6	8,6	10,7
350	4,07	21,9	4,3	5,2	7,5	3,9	8,4	7,1
400	2,9	15,3	3,9	3,0	5,4	0,0	6,6	5,2

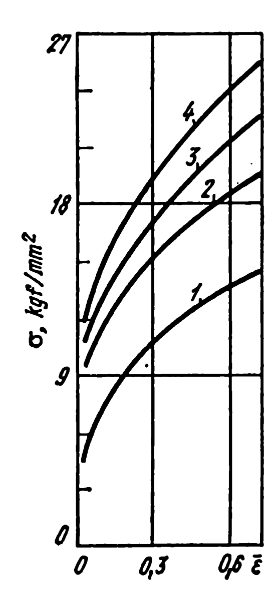


Fig. 515. Courbes de durcissement de l'argent (99,99%) à 20 °C [109]. Vitesse de déformation, s^{-1} :
1 — $5\cdot10^{-4}$; *2* — 3; *3* — 15; *4* — 50

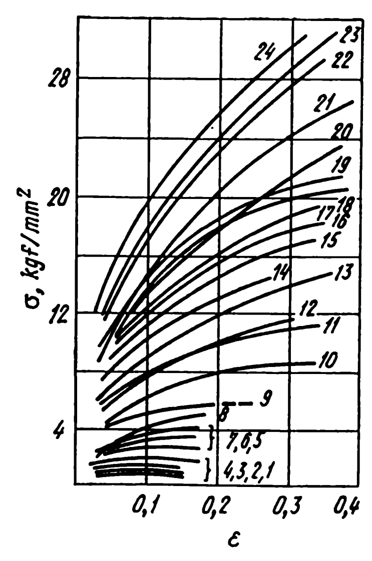


Fig. 516. Courbes de durcissement de l'argent (99,99%) [30] :

Courbe	Température, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}	Courbe	Température, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}	Courbe	Température, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}	Courbe	Température, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}
1	837	$1,6\cdot10^{-4}$	*7*	467	$1,6\cdot10^{-4}$	*13*	221	$4\cdot10^{-3}$	*19*	25	10^{-1}
2	714	$4\cdot10^{-3}$	*8*	467	$4\cdot10^{-3}$	*14*	142	$1,6\cdot10^{-4}$	*20*	−90	$1,6\cdot10^{-4}$
3	837	10^{-1}	*9*	343	$1,6\cdot10^{-4}$	*15*	142	$4\cdot10^{-3}$	*21*	−90	$4\cdot10^{-3}$
4	591	$1,6\cdot10^{-4}$	*10*	343	$4\cdot10^{-3}$	*16*	142	10^{-1}	*22*	−196	$1,6\cdot10^{-4}$
5	591	$4\cdot10^{-3}$	*11*	343	10^{-1}	*17*	25	$1,6\cdot10^{-4}$	*23*	−196	$4\cdot10^{-3}$
6	591	10^{-1}	*12*	221	$1,6\cdot10^{-4}$	*18*	25	$4\cdot10^{-3}$	*24*	−196	10^{-1}

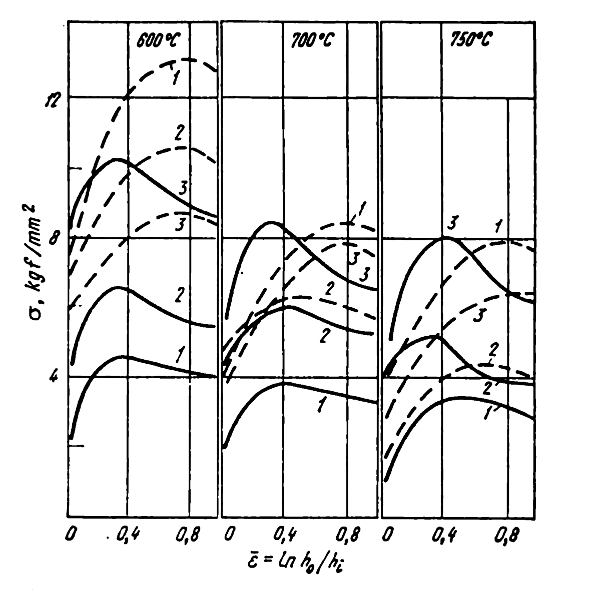


Fig. 517. Courbes de durcissement de l'argent (99,99%) [117]. Lignes en traits pleins — métal déformé, lignes en pointillé — métal coulé. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — 5 ; 2 — 25 ; 3 — 50

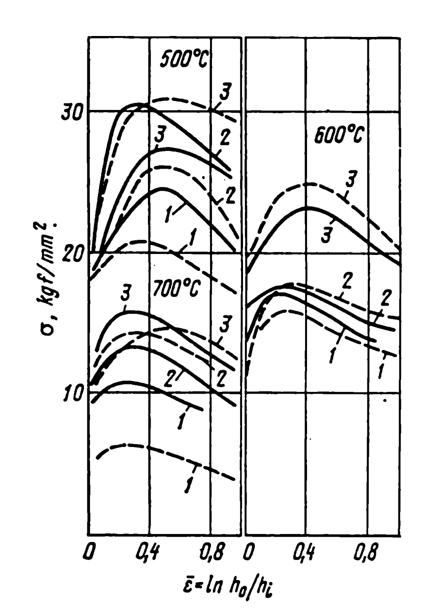


Fig. 518. Courbes de durcissement de l'alliage CpM875 [117] (87,4% Ag, le reste — cuivre). Lignes en traits pleins — métal déformé, lignes en pointillé — métal coulé. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — 2 ; 2 — 10 ; 3 — 25

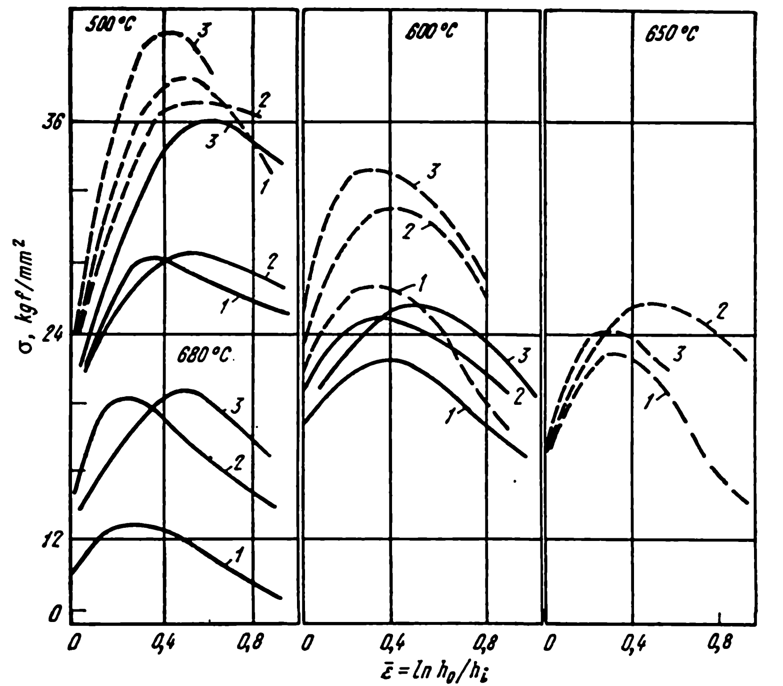


Fig. 519. Courbes de durcissement de l'alliage à la base de l'argent (38% Cu, additions de Ni et de Zn) [117]. Lignes en traits pleins — métal déformé; lignes en pointillé — métal coulé. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — 2; *2* — 10; *3* — 25

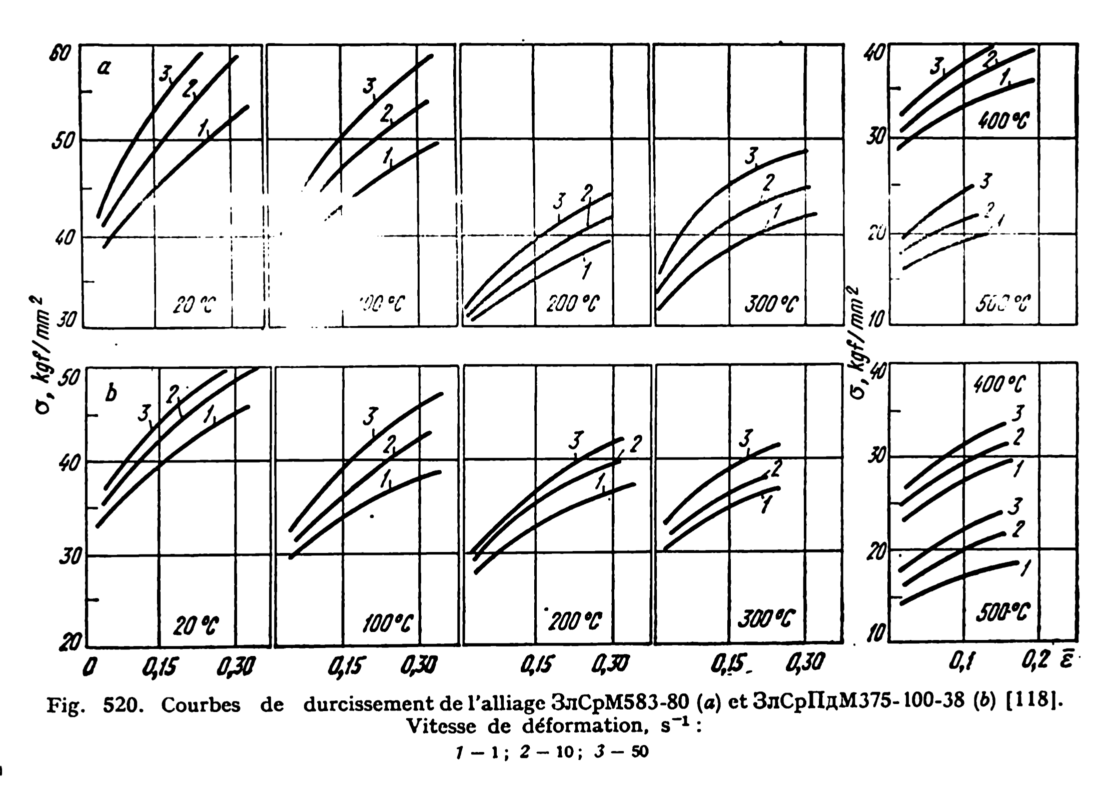


Fig. 520. Courbes de durcissement de l'alliage ЗлСрМ583-80 (*a*) et ЗлСрПдМ375-100-38 (*b*) [118]. Vitesse de déformation, s^{-1} :

1 — 1 ; 2 — 10 ; 3 — 50

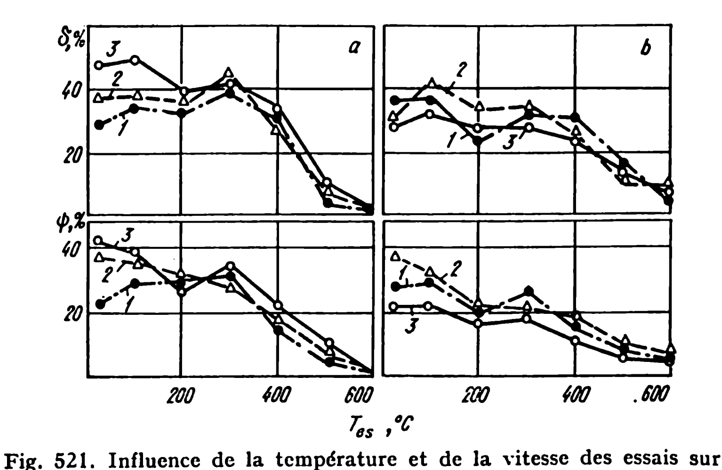


Fig. 521. Influence de la température et de la vitesse des essais sur la plasticité des alliages à la base de l'or [118] :

a — alliage ЗлСрМ583-80 ; *b* — alliage ЗлСрПдМ375-100-38. Pour les notations voir la fig. 520

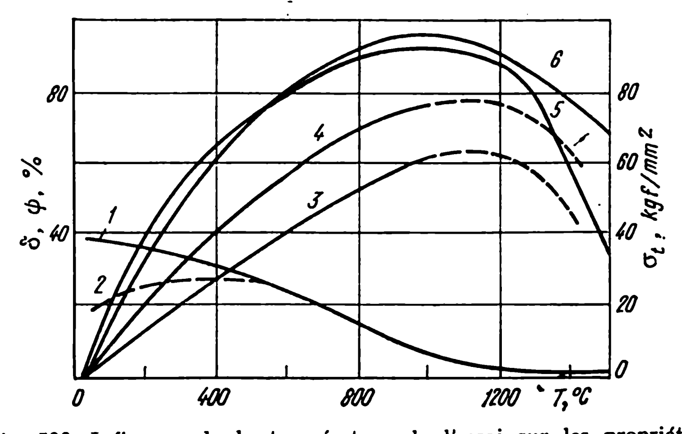


Fig. 522. Influence de la température de l'essai sur les propriétés mécaniques du chrome soumis à la charge statique de traction [49] :

1 — résistance limite du chrome plastique à 20°C ; *2* — résistance limite du chrome fragile à 20°C ; *3* — allongement relatif du chrome obtenu par fusion à l'arc ; *4* — contraction relative du chrome obtenu par fusion à l'arc ; *5* — allongement relatif du chrome obtenu par fusion à induction ; *6* — contraction relative du chrome obtenu par fusion à induction

Fig. 523. Influence de la température de l'essai sur la déformation maximale admissible et sur la pression moyenne dans le cas de la compression du chrome [49]. Vitesse de déplacement de l'outil, mm/s : 1 — 20÷50 ; 2 — 3000÷10000

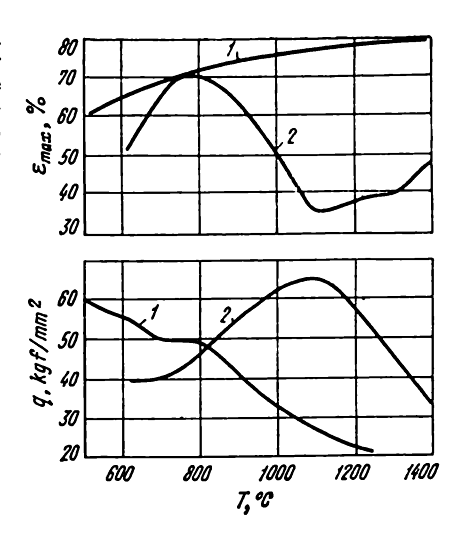


Tableau 147

Propriétés mécaniques des alliages de chrome lors des essais de courte durée [51]

Alliage	Température de l'essai, °C	$E \cdot 10^3$	σ_t	$\sigma_{0,2}$	δ, %	a_{ch}, kgf · m/cm²	Dureté *HB*
		kgf/mm²					
BX-1	20	28	30	19	5	0,1	110
	800	22	20	10	60	7	70
	1000	19	8	4	80	3	—
	1200	13	3,5	1,5	30	2,5	—
	1500	—	1,3	—	20	2,0	—
BX-2	20	28,6	35	25	5	0,1	130
	800	24,5	30	20	20	6	70
	1000	29,9	25	10,4	30	3	—
	1200	—	13	—	40	2,5	—
	1500	—	2	—	30	2,0	—
BX-4	20	24,4	110	85	8	0,5	250
	800	18,2	55	29	10	3,0	—
	1000	14,6	24	9	12	3,5	—
	1200	—	5	—	—	3,5	—

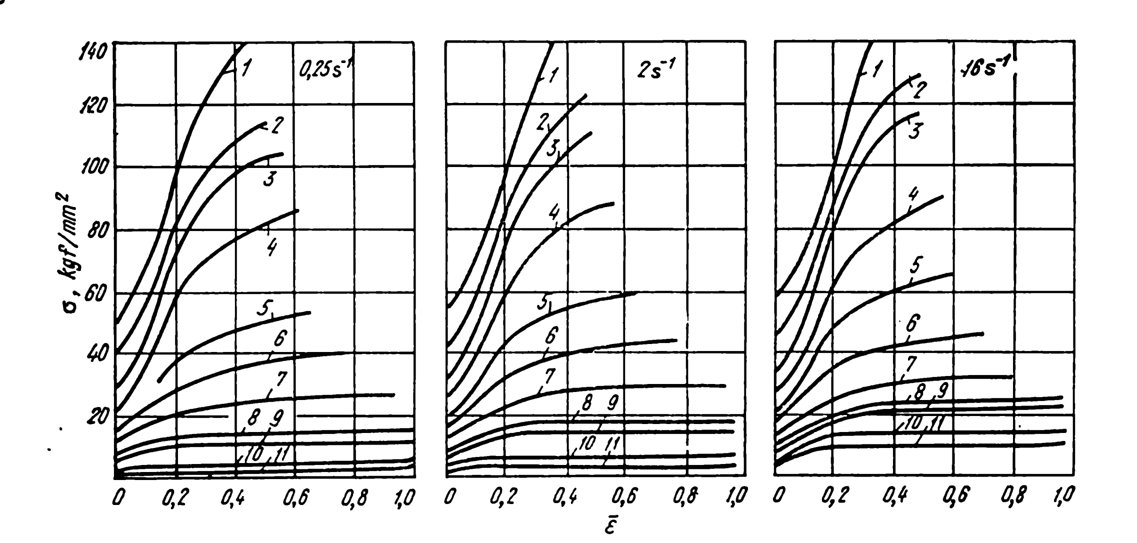


Fig. 524. Courbes de durcissement dans e cas de a compression du zirconium (99,8%) [119]. Température de l'essai, °C.

1 — 20; *2* — 100; *3* — 200; *4* — 300; *5* — 400; *6* — 500; *7* — 600; *8* — 700; *9* — 800; *10* — 900; *11* — 1000

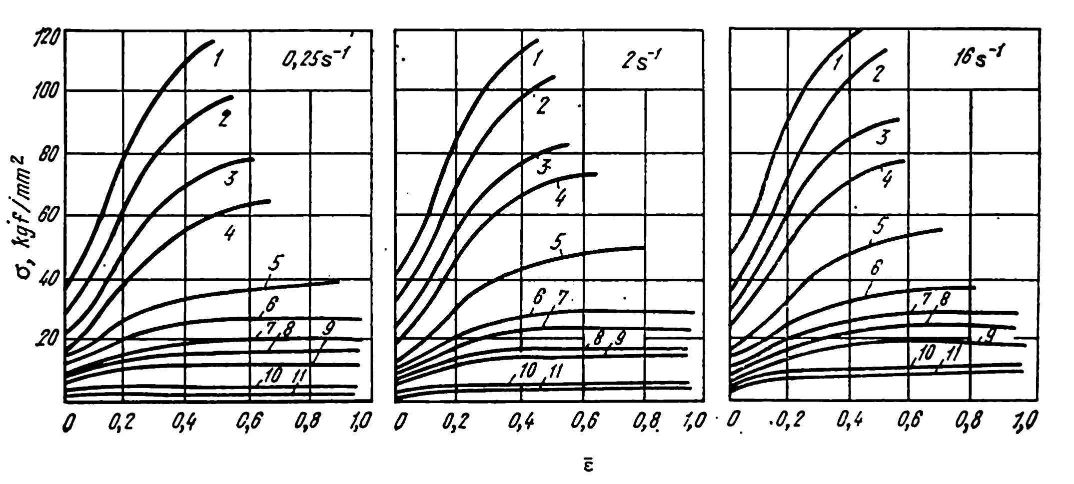


Fig. 525. Courbes de durcissement dans le cas de la compression de zircalloy-2 (1,4% Zn ; 98,35% Zr) [119]. Pour les notations voir la fig. 524

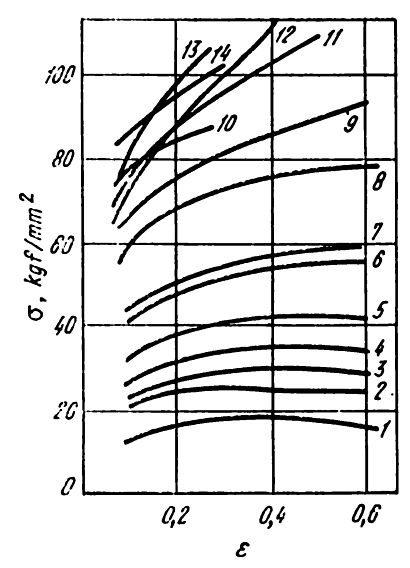


Fig. 526. Courbes de durcissement dans le cas de la compression du cobalt (99,991%) [30] :

Courbe	Température, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}	Courbe	Température, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}
1	786	$2\cdot10^{-4}$	*8*	433	$1{,}5\cdot10^{-3}$
2	786	$1{,}5\cdot10^{-3}$	*9*	433	$1{,}5\cdot10^{-2}$
3	786	$1{,}5\cdot10^{-2}$	*10*	257	$2\cdot10^{-4}$
4	610	$2\cdot10^{-4}$	*11*	257	$1{,}5\cdot10^{-2}$
5	610	$1{,}5\cdot10^{-3}$	*12*	257	$1{,}5\cdot10^{-3}$
6	610	$1{,}5\cdot10^{-2}$	*13*	80	$2\cdot10^{-4}$
7	433	$2\cdot10^{-4}$	*14*	80	$1{,}5\cdot10^{-3}$

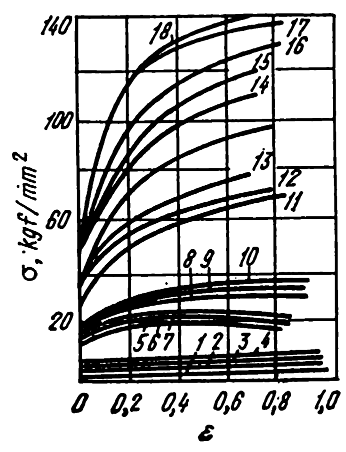


Fig. 527. Courbes de durcissement dans le cas de la compression de l'uranium :

Courbe	Température, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}	Courbe	Température, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}
1	1000	2	*10*	400	16
2	1000	16	*11*	200	0,25
3	800	2	*12*	200	2
4	800	16	*13*	200	16
5	600	0,25	*14*	100	0,25
6	600	2	*15*	100	2
7	600	16	*16*	100	16
8	400	0,25	*17*	20	0,25
9	400	2	*18*	20	2

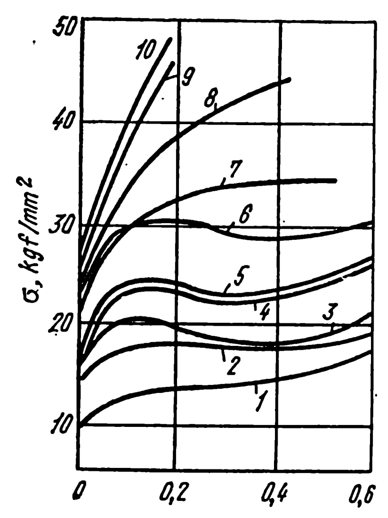


Fig. 528. Courbes de durcissement du béryllium dans le cas d'application de la charge statique [30] :

Courbe	Température, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}	Courbe	Température, °C	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}
1	400	$3{,}3\cdot 10^{-4}$	6	200	$3{,}3\cdot 10^{-3}$
2	300	$3{,}3\cdot 10^{-3}$	7	150	$3{,}3\cdot 10^{-4}$
3	150	$5{,}5\cdot 10^{-5}$	8	150	$3{,}3\cdot 10^{-3}$
4	200	$3{,}3\cdot 10^{-4}$	9	100	$3{,}3\cdot 10^{-4}$
5	250	$3{,}3\cdot 10^{-3}$	10	100	$3{,}3\cdot 10^{-3}$

Annexe

DESCRIPTION DES MÉTHODES D'ESSAI

Méthode [11]

Les essais de traction statique dans les conditions de la déformation à chaud ont été effectués sur les machines à essais standard avec $v_{d.ou} = 10$ mm/mn et les essais de traction dynamique — sur les sonnettes à pendule du type MK-15 et MK-30. La compression dynamique a été réalisée soit à l'aide d'une sonnette verticale avec la masse des percuteurs de 5 jusqu'à 50 kg, soit à l'aide d'un marteau.

Méthode [17]

On cite les résultats des travaux des auteurs du présent ouvrage et des autres chercheurs concernant le plomb techniquement pur, l'aluminium et ses alliages ainsi que certaines nuances d'acier, soumises à des différentes températures et vitesses de déformation.

Le présent aide-mémoire fait mention des données de Thomson A. sur le plomb techniquement pur résultant des essais de compression des éprouvettes d'un diamètre et d'une hauteur de 25,4 mm ($\dot{\varepsilon} = 0,02 \div 30$ mn^{-1}), ainsi que les résultats de Hauser P. pour l'aluminium de haute pureté dont les éprouvettes tubulaires ont été soumises à une charge impulsionnelle ($\dot{\varepsilon} \approx 10^5$ s^{-1}) à la température ambiante.

Méthode [21]

Le lecteur trouvera ici les données expérimentales de certains auteurs sur les différentes nuances d'acier essayées dans les conditions de la déformation à chaud. Une attention particulière est accordée aux résultats de l'étude de 12 nuances d'acier effectuée par Cook P. [61] sur les plastomètres à came dans la gamme de vitesses de 1,5 à 100 s^{-1}. On y trouvera également la composition chimique des aciers étudiés et une brève description de la méthode d'essai.

Méthode [25-27]

N. Agueev a étudié 11 nuances d'acier (25, 45, У7, 1X13, 2X13, 4X13, ХДН, 1X18H9T, ЭИ612, ЭИ673 et 14ХГСН), deux alliages

de titane du système Ti-Al et Ti-Al-V, ainsi que le laiton Л62. Les essais ont été effectués sur une machine à essais spécialisée ИМ-500 à commande hydraulique dans la gamme de vitesses de déformation de $3 \cdot 10^{-3}$ à 3 s^{-1} subdivisée en quatre gradins. Les éprouvettes d'un diamètre de 6 mm et d'une longueur de la partie de travail de 60 mm découpées dans un métal déformé, ont été soumises à la traction à l'état réchauffé, la vitesse de déplacement de la mordache étant constante. L'enregistrement des paramètres a été effectué par un montage avec capteurs extensométriques. On cite également la composition chimique des aciers étudiés. L'ouvrage [27] contient les données expérimentales sur 33 nuances d'acier obtenues par divers chercheurs.

Méthode [28]

Une vaste étude expérimentale des aciers et des métaux non ferreux et rares a été réalisée sur les machines à essais УММ-5, УММ-50 et sur la presse hydraulique « Amsler-100 » ($\dot{\varepsilon} = 10^{-4} \div 10^{-1}$ s^{-1}), ainsi que sur une sonnette à pendule ($\dot{\varepsilon} \approx 10^{2}$ s^{-1}). Pour l'enregistrement on a utilisé le montage avec capteurs extensométriques (amplificateur TA-5, oscillographes H102, H700). Les éprouvettes d'un diamètre de 1,5 jusqu'à 12 mm destinées à la compression et à la traction ont été découpées dans un métal déformé et soumises aux essais à la vitesse de déplacement de la mordache (du percuteur) constante (à toute apparence). Le lecteur y trouvera la composition chimique et les dimensions des éprouvettes essayées.

Méthode [31]

On a étudié 19 nuances d'acier dans les conditions de la déformation à chaud (compression et traction) sur une presse hydraulique assurant l'effort de 50 et 30 tf ($\dot{\varepsilon} = 10^{-3} \div 10^{-2}$ s^{-1}), sur une presse à friction ($\dot{\varepsilon} = 8$ s^{-1}) et sur une sonnette verticale ($\dot{\varepsilon} = 150$ s^{-1}). Les éprouvettes destinées à la traction ($d = 10$ mm, $l_0 = 60$ mm) et à la compression ($d = 20$ mm, $b = 24$ mm) ont été découpées dans un métal laminé à chaud. On cite la composition chimique des aciers étudiés. Pour l'enregistrement des paramètres on a utilisé un montage avec capteurs extensométriques et l'amplificateur. Les auteurs signalent une chute non contrôlée de la vitesse de déplacement de l'outil lors des essais sur la sonnette et sur la presse. Les résultats de l'étude de la plasticité sont donnés pour les vitesses de déformation de 0,007 à 0,05 s^{-1} et pour la flexion par choc.

Méthode [32]

Sur les plastomètres à came de leur modification personnelle les auteurs ont étudié 26 nuances d'acier et d'alliages réfractaires dans

le cas d'application d'une charge « qualitativement proche aux conditions du laminage ». Les éprouvettes d'un diamètre de 6 mm ($l_0 = 30$ mm, $h_0 = 9$ mm) destinées à la compression et à la traction ont été découpées des barres laminées d'un diamètre de 16 à 20 mm. La gamme de températures était de 900 à 1200 °C et la vitesse de déformation 0,5 ; 5 et 50 s^{-1}. Pour l'enregistrement on a utilisé les capteurs de charge à fil, l'amplificateur ПЭТ-3В avec redresseur СТВ-300-3 et l'oscillographe H-102. En tant que l'hodographe on a utilisé une poutrelle d'égale résistance. On donne la composition chimique des aciers et alliages étudiés et la méthode de traitement mathématique des données expérimentales. L'erreur totale de la valeur de la résistance à la déformation constitue, selon l'avis des auteurs, de 5 à 6%.

Méthode [36]

On a soumis aux essais de compression et de traction quelque 30 nuances d'acier et d'alliages. La vitesse de déformation était dans la gamme de 10^{-4} à 10^{3} s^{-1} à la température de 600 à 1200 °C. On a utilisé une presse de Gagarine de 5 tf, une presse d'Amsler de 30 tf et une sonnette verticale avec la hauteur de chute du percuteur jusqu'à 3,5 m. L'effort de compression (de traction) a été enregistré avec un dynamomètre relié à l'oscillographe. Dans les études ultérieures on a eu recours au montage extensométrique relié à l'oscillographe МП02. L'aplatissement des éprouvettes d'un diamètre de 12 mm a été réalisé avec le rapport variable de H/d (0,4 ; 1,0 ; 2,5 ; 4,0).

Méthode [37]

25 nuances d'acier ont été essayées à la traction, à la résilience, à la dureté à l'état réchauffé et au laminage du coin dans la gamme de températures de 20 à 1300 °C. Les éprouvettes pour essais de traction d'un diamètre de 10 mm et d'une longueur de 50 mm ont été découpées du métal de coulées différentes et essayées sur une machine à essais développant 30 tf avec $v_{d.ou} = 1,1$ mm/mn ($\dot{\varepsilon} = 4 \cdot 10^{-4}$ s^{-1}). On donne la composition chimique de tous les aciers étudiés.

Méthode [38]

Un bref aperçu des travaux de Goubkine S., Tchijikov J., Fridman I., Tchipogenko A. et d'autres chercheurs sur la plasticité des métaux.

Méthode [39]

On a étudié 15 nuances d'acier dans la gamme de températures de 700 à 1200 °C et de vitesses de déformation de 10^{-3} à 10^{3} s^{-1}. La traction statique ($v_{d.ou}$ = 10 mm/mn) des éprouvettes d'un diamètre de 6 mm avec l_0 = 60 mm a été faite sur une machine à essais à leviers standard. Pour les essais à des vitesses modérées (compression des éprouvettes cylindriques d'un diamètre de 20 mm et d'une hauteur de 40 mm) on a utilisé une presse à excentrique et un montage avec capteurs extensométriques. Dans le cas des essais à des vitesses plus importantes on a eu recours à la sonnette verticale d'Amsler avec la masse des percuteurs 10,3 et 100 kg et la hauteur de chute du percuteur jusqu'à 5 m. On cite la composition chimique des aciers étudiés. Les courbes σ-$\dot{\varepsilon}$ sont données pour $\varepsilon = 30\%$.

Méthode [40, 46, 49]

On cite les résultats des études d'un grand nombre d'aciers réfractaires, de métaux non ferreux et d'alliages (45 métaux et alliages environ). Les essais de compression des éprouvettes cylindriques d'un diamètre de 15 mm et d'une hauteur de 20 mm ont été effectués sur une presse hydraulique assurant l'effort de 200 tf ($v_{d.ou} = 0{,}3 \div 0{,}4$ mm/s) et sur une sonnette verticale d'Amsler avec la hauteur de chute du percuteur jusqu'à 4 m. Les valeurs moyennes de la pression ont été calculées d'après un effort maximal de compression rapporté à la section transversale de l'éprouvette à l'endroit de la convexité maximale de la surface latérale.

Méthode [43]

Les essais de compression, de traction, de torsion et de cisaillement ont été réalisés selon les méthodes des essais standard de courte durée. On a étudié les propriétés des aciers et des alliages d'aluminium, de magnésium et de titane. Pour les aciers et les alliages de titane on a utilisé la température de l'essai allant jusqu'à 500 °C et pour les alliages d'aluminium et de magnésium — jusqu'à 300 °C.

Méthode [44]

On a mis à l'épreuve de la résistance une quantité importante de métaux non ferreux lourds et d'alliages à la base du cuivre et du nickel ainsi que le zinc Ц0 dans les conditions de la déformation à chaud. Les essais de compression ($\varepsilon < 80\%$) avec les vitesses de déformation de 0,2 jusqu'à 40 s^{-1} ont été réalisés suivant la méthode décrite dans [32].

Méthode [46]

Les essais ont été effectués sur une sonnette verticale et sur une presse hydraulique de laboratoire. Les éprouvettes d'un diamètre de 15 mm et d'une hauteur de 20 mm (sans container) ont été soumises à l'aplatissement à l'état réchauffé. Lors des essais sur la presse on a réchauffé les éprouvettes mises dans un container. Les valeurs moyennes de la pression ont été calculées d'après les valeurs de l'effort maximal et de la surface maximale du « tonneau » de l'éprouvette aplatie.

Méthode [47]

Sont présentés les résultats des essais de traction statique d'un certain nombre de métaux et d'aciers qui ont subi un revenu à haute température et un écrouissage lors du tréfilage pour différentes valeurs de réduction. La résistance à la déformation a été calculée d'après la méthode de Davidenkov et Spiridonova. On donne la composition chimique des métaux et aciers étudiés.

Méthode [48]

On a soumis à la compression les éprouvettes cylindriques d'un diamètre et d'une hauteur de 15 mm fabriquées en aciers et alliages ЭИ703, ЭИ649, ЭИ835, ЭИ929, 32НКД, Р6М3Ф2, 9Х180ТК, 9Х18ЭШП. Les essais ont été réalisés sur une presse hydraulique de 30 tf selon la méthode [31] et sur les plastomètres à came décrits dans [62]. La gamme de températures — 900 à 1200 °C et la gamme de vitesses — 2 à 100 s^{-1}. En tant que lubrifiant on a utilisé le verre iquide. Pour l'enregistrement des paramètres on a eu recours au montage avec capteurs extensométriques. Lors de l'application de la charge aux éprouvettes on a observé la loi $\dot{\varepsilon}$ = const. Les auteurs indiquent la composition chimique des aciers et des alliages étudiés.

Méthode [51-54]

Sont présentées les données expérimentales de nombreuses études réalisées dans les conditions de la déformation à chaud lors des essais statiques de compression ou de traction. On cite également les résultats des essais dynamiques sur les sonnettes à pendule.

Méthode [55, 56]

On présente les données sur les propriétés mécaniques des métaux et alliages non ferreux résultant des essais statiques standard et des essais de flexion par choc.

Méthode [57]

On a étudié les alliages d'aluminium dans le cas où $\dot{\varepsilon} = 10^{-2}$; 1; 10; 100; 200 s^{-1} et dans la gamme de températures de 350 à 450 °C (pour certains alliages — de 200 à 450 °C). Les éprouvettes ont été soumises à la compression et à la traction sur le plastomètre à came du type УЗТМ à condition que lors de la déformation $\dot{\varepsilon}$ = const. Lors des calculs on a introduit des corrections tenant compte de l'effet thermique de la déformation plastique, de forces de frottement de contact dans le cas des essais de compression et de l'effet dynamique pour les essais de traction. Sont examinés les procédés de traitement mathématique des résultats et les méthodes du planning de l'expérience lors des essais mécaniques. La méthode de l'étude a été utilisée dans les ouvrages [57, 74-76, 98, 101, 103, 106, 109-110, 114, 116-118, 120, 123-125].

Méthode [58]

On donne les données relatives à la résistance de longue durée des aciers et des alliages réfractaires. Les résultats des essais de courte durée ne sont cités que pour la température limite de 800 à 1000 °C.

Méthode [59]

Les métaux et alliages réfractaires sont étudiés lors des essais de traction à la température de 20 à 1600 °C et pour $\dot{\varepsilon}$ variant de 10^{-5} à 10^{-1} s^{-1} sur l'installation ИП-02. Les éprouvettes ont été découpées d'une tôle laminée (réduction de 95%) dans le sens du laminage sans le traitement thermique. Les éprouvettes rondes et planes de ces alliages ont été essayées sous vide ou dans un milieu neutre sur l'installation ВТУ-2В dans la gamme de températures de 20 à 3000 °C. Pour l'enregistrement de l'effort de traction on a utilisé le montage avec capteurs extensométriques relié au potentiomètre automatique du type ЭПП-09. On donne la composition chimique des métaux et alliages étudiés.

Méthode [77]

Les essais de traction de l'acier 45 et du fer armco ont été effectués sur une presse hydraulique à 20 °C (essais statiques), sur une sonnette verticale ($v_{d.ou} \approx$ 10 m/s) et sur une installation rapide munie d'accélérateur à poudre ($v_{d.ou} \approx$ 400 m/s). L'erreur de mesure a constitué $\pm$ 5÷8% et $\pm$ 12% aux vitesses les plus élevées. L'erreur dans la détermination des caractéristiques de plasticité n'a pas dépassé $\pm$ 3%.

Méthode [78]

Par traction des éprouvettes cylindriques sur le plastomètre ЮУМЗ on a étudié l'alliage réfractaire ХН67ВМТЮ et les alliages hautement résistant à la corrosion à la base du chrome et du nickel (Х15Н55М16В) et à la base du nickel et du molybdène (Н70М27). La gamme de températures — 900 à 1200 °C et celle de vitesses — 0,5 à 15 s^{-1}.

Méthode [79]

Les éprouvettes de cuivre (99%) et de fer armco (99,2%) d'un diamètre de 10 mm et d'une hauteur de 20 mm ont été soumises à la compression statique à 20 °C sur la machine à essais УММ-5 et à la compression dynamique sur une sonnette avec accélérateur de caoutchouc ($\dot{\varepsilon} = 10^2 \div 10^3$ s^{-1}). Les mêmes éprouvettes d'un diamètre de 5 mm et d'une longueur de travail de 75 mm ont été essayées sur une installation utilisant l'énergie des gaz de combustion de poudre ($\dot{\varepsilon} = 10^4$ s^{-1}). Les courbes effort-temps ont été enregistrées à l'aide des oscillographes ОК-17М et С1-15.

Méthode [84]

Par traction des éprouvettes d'un diamètre de 6 mm et d'une longueur de 32,5 mm sur les plastomètres [64] on a étudié la résistance à la déformation et les caractéristiques de plasticité de près de 50 nuances d'acier et d'alliages dans la gamme de vitesses de 10^{-3} à 150 s^{-1}. La température de l'essai a été élevée par gradins (50° ou 100 °C) dans l'intervalle compris entre 800 et 1200÷1300 °C. La construction du plastomètre a permis une déformation fractionnaire, compte tenu de l'adoucissement du métal lors des pauses entre l'application de la charge [85, 86].

Méthode [87-89]

Sur les plastomètres [62] on a effectué les essais de compression de certains aciers en imposant la loi d'application de la charge ordinaire et fractionnaire. Les éprouvettes d'un diamètre et d'une hauteur de 15 mm, munies de collets de graissage ont été soumises à l'aplatissement dans un container constitué de deux percuteurs enveloppés de l'amiante. On a utilisé le montage avec capteurs extensométriques (oscillographes Н102, Н105, amplificateur ТДЗ-1-1). La déformation a été mesurée par hodographe liquide fixé sur un guide du coulisseau.

Méthode [90]

On a soumis à l'essai de compression et de traction les éprouvettes ayant le diamètre de la partie de travail 6 mm, en plomb et en plomb allié d'antimoine. On a utilisé la machine à essais Agueev B. [25] et le plastomètre ЮУМЗ [32]. En tant que lubrifiant on a choisi l'huile de machine et le sulfure de molybdène Mo_2S.

Méthode [91]

Sur les plastomètres [60] on a soumis à la compression les éprouvettes cylindriques d'un diamètre de 12 à 18 mm et d'une hauteur de 25 mm. Les éprouvettes ont été découpées des barres pressées et recuites à 400 °C pendant une heure. En tant que lubrifiant on a utilisé le graphite.

Méthode [92]

Selon la méthode [61, 91] on a effectué les essais de compression des éprouvettes cylindriques d'un diamètre de 12,7 mm avec le rapport $d/H = 0{,}5$; 1,0 ; 2,0.

Méthode [94]

Les éprouvettes courtes fabriquées des alliages АД31, Д16, B95 (après laminage à chaud) ont été soumises aux essais de traction à la température de 360, 420 et 480 °C sur la machine à traction P5 et sur le train de tréfilage à chaîne spécial, la vitesse de déformation étant $3 \cdot 10^{-3}$; $14 \cdot 10^{-2}$, 4 et 14 s^{-1}. Les résultats sont présentés sous forme de courbes σ-ψ tracées pour différentes températures et vitesses de déformation.

Méthode [95]

L'alliage d'aluminium du type duralumin à dispersion des particules différente a été essayé sur la machine à essais MH-10 avec la vitesse constante de déplacement de l'outil ($v_{d.ou} = 0{,}17$ mm/mn). Lors des essais on a soumis à la traction les éprouvettes ayant le rapport $H/d = 10$ dans la gamme de températures de -80 à $+390$ °C.

Méthode [96]

Par compression des éprouvettes d'un diamètre de 16 à 27 mm et d'une hauteur de 7,6 à 22 mm on a essayé sur les plastomètres [66]

l'aluminium (99,5%) et cinq alliages du système Al-Mg. En tant que lubrifiant on a utilisé l'huile à la base de sulfure de zinc ZnS et les joints métalliques en zinc allié au plomb.

Méthode [97]

Sur la machine à essais standard on a essayé à 20 °C le fil en alliages du système Al-Mg ayant les divers taux de déformation préalable. La pièce ébauche a été obtenue par pressage; ensuite sur un train machine on a effectué le tréfilage du fil en imposant les différents taux de la déformation fractionnaire. Les résultats de l'étude sont présentés sous forme de courbes de variation de σ_t, $\sigma_{0,2}$, δ et ψ en fonction du taux de la déformation préalable.

Méthode [99]

Pour essais de traction les éprouvettes d'un diamètre de 10 mm et d'une longueur de 25 mm ont été découpées des barres laminées à chaud de 92 mm de diamètre. Les essais ont été effectués sur les machines à essais universelles (« Shoper » et ЦМД-10) dans la gamme de vitesses de $4 \cdot 10^{-3}$ à $1{,}2 \cdot 10^{-1}$ s^{-1}. Pour déchiffrer les oscillogrammes on a utilisé la méthode des cônes tronqués. Les courbes sont construits dans les coordonnées σ -ψ.

Méthode [100]

Sur les plastomètres à came [66] on a essayé par compression le titane de deux compositions et trois alliages de titane. Les éprouvettes d'un diamètre de 11 mm et d'une hauteur de 18 mm, ayant subi le recuit après le forgeage, ont été réchauffées dans un four à radiation dans le milieu protecteur et aplaties selon le procédé d'aplatissement continu et échelonné avec utilisation de divers lubrifiants. Jusqu'à la température de 300°C on a utilisé, en tant que lubrifiant, des joints de teflon d'une épaisseur de 0,5 mm et dans l'intervalle entre 400 et 600 °C — une feuille de zinc couverte de graphite colloïdal. Dans l'intervalle entre 600 et 1300 °C on a eu recours au verre à des températures différentes de ramollissement.

Méthode [101]

Les essais des alliages de titane OT4, BT8, BT14 ont été effectués sur une machine à traction ($0{,}0027 \div 0{,}04$ s^{-1}) et sur le plastomètre à came УЗТМ ($1 \div 10$ s^{-1}) d'après la méthode exposée dans les ouvrages [57, 103]. Les éprouvettes d'un diamètre de 5 mm et d'une longueur

de la partie théorique de 25 mm ont été découpées des barres laminées à chaud et soumises au recuit à 750 °C pendant une heure. Les essais de traction ont été réalisés à la température ambiante ainsi qu'à 400, 600, 800 et 1000 °C.

Méthode [102]

La résistance à la déformation des alliages de titane BT1-0, BT-14, BT3-1, BT5-1 a été étudiée lors des essais de compression des éprouvettes cylindriques d'un diamètre de 15 mm et d'une longueur de 22 mm sur la machine à essais ЦД-70 (vitesse de déformation 0,1 ; 7,0 ; 16,6 s^{-1}) et sur le plastomètre à came УПИ (7,0 et 16,6 s^{-1}). Le réchauffement et l'aplatissement jusqu'à 50% ont été effectués dans un container à la température de 700 à 1100 °C. Pour mesurer les efforts on a utilisé un montage avec capteurs de charge (sans amplificateur) relié à l'oscillographe H700. Lors du calcul des valeurs vraies de la résistance à la déformation on a pris en considération l'influence des forces de frottement de contact apparaissant sur les faces des éprouvettes en déformation.

Méthode [103]

Les essais ont été réalisés sur les plastomètres [63] suivant la méthode [57, 74-76] en appliquant la charge de traction aux éprouvettes d'un diamètre de 6 mm avec $l_0 = 30$ mm qui ont subi le laminage à chaud et le recuit.

Méthode [104]

En appliquant la charge statique de traction aux éprouvettes planes, on a étudié la résistance du matériau de composition BT1-0 à la base de titane armé de fils unidirectionnels de molybdène M4. Les éprouvettes ont été obtenues par pressage à chaud sous vide. La teneur en volume des fils a été réglée par variation du pas de bobinage (10, 20, 32 et 44% en volume). Les essais ont été réalisés sous vide ($5 \cdot 10^{-4}$ mm Hg).

Méthode [107]

Lors des essais on a soumis à la compression les éprouvettes cylindriques d'un diamètre de 25 mm et d'une hauteur de 20 mm dans l'intervalle entre 10^{-3} et $3 \cdot 10^{2}$ s^{-1} selon la méthode [31].

Méthode [108]

On a essayé les alliages de titane BT-6C et BT14 par traction uniaxiale des éprouvettes tubulaires ayant une épaisseur de la paroi 0,75 mm et une longueur de la partie de travail 100 mm. Le matériau a été soumis à la trempe et au vieillissement. Les essais ont été effectués sur la machine ЦДМУ-30T dans les conditions de l'application d'une charge statique à la température de 20 à 400 °C.

Méthode [109]

On a soumis à la traction sur les plastomètres [63] à 20 °C le fil de cuivre M0, M1, M2 (après recuit à 650 °C pendant 3 heures) et l'argent (99,99%). Les éprouvettes d'un diamètre de 1,8 à 1,9 mm et d'une longueur de travail 50 mm ont été fixées dans les serre-fils spéciaux et essayées à condition $\dot{\varepsilon}$ = const. La méthode d'essai est décrite dans les ouvrages [57, 74-76].

Méthode [110]

On a essayé par traction à l'état réchauffé sur les plastomètres [63] le cuivre M1, le zinc (99,8%), l'aluminium АД1 et l'alliage d'or ЗлСрМ583 selon la méthode exposée dans les ouvrages [57, 74-76]. L'état des métaux : cuivre, zinc et aluminium — état déformé, alliage d'or — état coulé.

Méthode [111]

Les essais ont été effectués sur une presse à friction (60 tf) avec $\dot{\varepsilon} \approx 10\ s^{-1}$. Les éprouvettes pour essais de compression d'un diamètre de 20 mm et d'une hauteur de 25 mm découpées des barres laminées et pressées à chaud ont été réchauffées et aplaties dans un container jusqu'à $\varepsilon = 50\%$. Pour l'enregistrement des paramètres on a utilisé un montage avec capteurs extensométriques. Dans les calculs on a introduit des corrections selon la méthode de Golovine A.

Méthode [112]

On a soumis à la compression sur les plastomètres (selon la méthode [66]) les éprouvettes de niobium, de tantale, de molybdène et de tungstène techniquement pures d'un diamètre de 12 mm et d'une hauteur de 20 mm dans l'intervalle de températures entre 20 et 1600°C, la vitesse de déformation étant 0,25, 2,0 et 16,0 s^{-1}.

Méthode [113]

Les essais de traction des métaux réfractaires ont été réalisés sur les machines à essais statiques du type « Hounsfield tensometer » ($\dot{\varepsilon} \approx 10^{-3}$ s^{-1}) avec $\dot{\varepsilon}$ = const. Les essais à de basses températures ont été effectués dans les fours ordinaires. Dans le cas des températures élevées on a eu recours aux chambres à vide. Le métal des éprouvettes se trouvait à l'état déformé (après laminage et pressage).

Méthode [114]

Sur les plastomètres [63] on a essayé par compression les éprouvettes cylindriques de tantale et de niobium techniquement pures d'un diamètre de 8 mm et d'une hauteur de 12 mm dans la gamme de températures de 750 à 1150 °C, la vitesse de déformation étant 1, 10 et 50 s^{-1}.

Les éprouvettes ont été découpées des barres forgées. Les éprouvettes de tantale ont été recuites à 1250°C et celles de niobium — à 1200 °C pendant 1 h.

Méthode [115]

On a essayé par compression le plomb contenant 2,1 % de Sb selon la méthode [32, 93]. Les éprouvettes d'un diamètre de 6 mm et d'une hauteur de 9 mm ont été soumises à l'aplatissement à 20 °C, le taux d'aplatissement (suivant la hauteur) étant 60%. On a utilisé la graisse graphitée.

Méthode [116]

On a essayé sur les plastomètres [63] (selon la méthode [57]) les éprouvettes cylindriques de zinc d'un diamètre de 8 mm et d'une hauteur de 12 mm découpées des bandes laminées le long et en travers du sens du laminage. En tant que lubrifiant on a utilisé un mélange de graphite et d'huile.

Méthode [117]

On a essayé par traction sur les plastomètres [63] (selon la méthode [57]) l'argent (99,99%) et deux alliages d'argent dans les conditions de la déformation à chaud. Les éprouvettes ont été découpées du matériau coulé et pressé à chaud.

Méthode [118]

On a effectué sur les plastomètres [63] les essais de compression et de traction de deux alliages à base d'or dans l'intervalle de températures entre 20 et 600 °C et de vitesses de déformation de 1 à 50 s^{-1}. L'état du métal — coulé, la méthode d'essai est celle de l'ouvrage [57].

Bibliographie

1. *Давиденков Н. Н.* Динамические испытания металлов. М.-Л., ГНТИ, 1936. 395 с. с ил.
2. *Mc Lean D.* Sc. Mechanical Properties of Metals. New York-London, John Wiley and Sons Inc.
3. *Бордзыка А. М.* Методы горячих механических испытаний металлов. М., Металлургиздат, 1962. 488 с. с ил.
4. *Шапошников Н. А.* Механические испытания металлов. М.-Л., Машгиз, 1954. 443 с. с ил.
5. *Смирнов-Аляев Г. А.* Сопротивление материалов пластическому деформированию. М.-Л., Машгиз, 1961. 463 с. с ил.
6. *Пашков И. О.* Разрыв металлов, Л., Судпромгиз, 1960. 243 с. с ил.
7. *Губкин С. И.* Пластическая деформация металлов. Т. 1-3. М., Металлургиздат, 1961. Т. 1-376 с.; т. 2-416 с.; т. 3-306 с. с ил.
8. *Nadai A.* Theory of Flow Fracture of Solids. Volume one. Second Edition. New York, Toronto and London, 1950.
9. *Nadai A., Manjoine* M. — « J. of Applied mechanics », 1941, v. 8, № 2, p. A77.
10. *Волошенко-Климовицкий Ю. Я.* Динамический предел текучести. М., «Наука», 1965. 179 с. с ил.
11. Деформируемость металлов. Под ред. С. И. Губкина. М., Металлургиздат, 1953. 200 с. с ил.
12. *Погодин-Алексеев Г. И.* Свойства металлов при ударном нагружении. М., Металлургиздат, 1953. 356 с. с ил.
13. *Bridgman P. W.* Studies in large plastic flow and fracture, Mc Graw-Hill, 1952.
14. Металлы. Методы механических и технологических испытаний. М., «Стандарты», 1972. 378 с. с ил.

15. Методы испытаний, контроля и исследования машиностроительных материалов. Т. II. Методы исследования механических свойств металлов. М., «Машиностроение», 1974. 320 с. с ил.
16. *Perzyna P.* Fundamental Problems in Viscoplasticity. New York, 1966.
17. *Thomsen E. G., Yang Ch. T., Kobayashi Sh.* Mechanics of plastic deformation in metal processing. The Macmillan company, New York Coblier-Macmillan Limited, London.
18. *Витман Ф. Ф., Степанов В. А.* — ЖТФ, 1939, т. IX, № 12, с. 1070.
19. *Давиденков Н. Н.* —ЖТФ, 1939, т. IX, № 12, с. 1051.
20. *Смолина В. И., Зотеев В. С.* Новые методы испытаний металлов. М., Металлургиздат, 1962 (ЦНИИЧМ. Сб. № 24), с. 370-379.
21. *Целиков А. И.* Теория расчета усилий в прокатных станах. М., Металлургиздат, 1962. 494 с. с ил.
22. *Третьяков А. В., Зюзин В. И.* Механические свойства металлов и сплавов при обработке металлов давлением. М., «Металлургия», 1973. 224 с. с ил.
23. *Третьяков А. В., Трофимов Г. К., Зюзин В. И.* Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением. М., «Металлургия», 1964. 222 с. с ил.
24. *Третьяков А. В.* Механические свойства сталей и сплавов при пластическом деформировании. М., «Машиностроение», 1971. 63 с. с ил.
25. *Агеев Н. П., Каратушин С. И.* Механические испытания металлов при высоких температурах и кратковременном нагружении. М., «Металлургия», 1968. 280 с. с ил.
26. *Агеев Н. П.* Механические свойства стали при высоких температурах и различных скоростях деформирования. Изд. ЛДНТП, 1961. 27 с. с ил.
27. *Агеев Н. П.* Сопротивление деформированию легированных сталей при горячей обработке давлением. Изд. ЛДНТП, 1965, 28 с. с ил.
28. *Соколов Л. Д.* Сопротивление металлов пластической деформации. М., Металлургиздат, 1963. 284 с. с ил.
29. *Соколов Л. Д.* Сопротивление деформации сталей. М., Изд. ЦНИИЧМ, 1963. 76 с. с ил.
30. Механические свойства редких металлов. М., «Металлургия», 1972. 287 с. с ил. Авт.: Л. Д. Соколов, В. А. Скуднов, В. М. Соленов и др.
31. Механические свойства стали при горячей обработке давлением. Свердловск, Металлургиздат, 1960. 264 с. с ил. Авт.: И. Я. Тарновский., А. А. Поздеев, Л. В. Меандров, Г. А. Хасин.

32. *Зюзин В. И., Бровман М. Я., Мельников А. Ф.* Сопротивление деформации сталей при горячей прокатке. М., «Металлургия», 1964. 270 с. с ил.
33. *Шварцбарт Я. С.* — «Изв. вуз. «Машиностроение», 1966. № 8, с. 130-133; 1966, № 9, с. 144.
34. *Персиянцев В. А.* — «Изв. вуз. «Машиностроение», 1958, № 10, с. 87—98.
35. Hart E. W. — «Acta Metallurgia», 1967, v. 15, № 2, p. 351.
36. *Зайков, М. А.* Режимы деформации и усилия при горячей прокатке. Свердловск, Металлургиздат, 1960. 302 с. с ил.
37. Пластичность стали при высоких температурах. М., Металлургиздат, 1954. 103 с. с ил. Авт.: М. И. Зуев, В. С. Култыгин, М. И. Виноград и др.
38. *Пресняков А. А.* Определение пластичности металлов. Алма-Ата, Изд.-во АН КазССР, 1958. 92 с. с ил.
39. *Динник А. А.* — «Обработка металлов давлением». Москва-Харьков. Металлургиздат, 1960 (Днепропетровский металлургический институт. Вып. 39), с. 311-327.
40. *Корнеев Н. И., Скугорев И. Г.* Основы физико-химической теории обработки металлов давлением. М., Машгиз, 1960. 316. с. с ил.
41. *Работнов Ю. Н.* Ползучесть элементов конструкций. М., «Наука», 1966. 752 с. с ил.
42. *Давиденков Н. Н., Спиридонова Н. И.* — «Заводская лаборатория», 1945, № 6, с. 583-593.
43. Механические свойства некоторых конструкционных сталей и сплавов при комнатной и повышенных температурах. М., Оборонгиз, 1957. 256 с. с ил. Авт.: С. И. Ратнер, Ю. С. Даниялов, Н. В. Кадобнова и др.
44. *Серебренников В. Н., Мельников А. Ф.* Горячая прокатка тяжёлых цветных металлов и сплавов. М., «Металлургия», 1969. 243. с. с ил.
45. *Третьяков А. В., Радченко К. М.* Изменение механических свойств металлов и сплавов при холодной прокатке. Свердловск, Металлургиздат, 1960. 85 с. с ил.
46. *Корнеев Н. И., Скугорев И. Г., Филатов Ф. И.* — В кн.: Обработка сплавов давлением. М., Оборонгиз, 1958, с. 120-142.
47. *Ратнер С. И.* Прочность и пластичность металлов. М., Оборонгиз, 1949. 152 с. с ил.
48. Применение теории ползучести при обработке металлов давлением. М., «Металлургия», 1973. 192 с. с ил. Авт.: А. А. Поздеев, В. И. Тарновский, В. И. Еремеев, В. С. Баакашвили.
49. Обработка давлением тугоплавких металлов и сплавов. М., «Металлургия», 1967. 267 с. с ил. Авт.: Н. И. Корнеев, С. Б. Певзнер, Е. И. Разуваев, И. Г. Скугорев.

50. Ковка и штамповка цветных металлов. Справочник. М., «Машиностроение», 1972. 230 с. с ил. Авт.: Н. И. Корнеев, В. М. Аржаков, Б. Г. Бармашенко и др.
51. *Пресняков А. А., Самойлов В. А., Четвякова В. В.* Пластичность технических сплавов. Справочные материалы. Алма-Ата, Изд-во АН КазССР, 1964, 220 с. с ил.
52. Влияние предварительной деформации на свойства металлов и сплавов. Под ред. А. А. Преснякова. Алма-Ата, Изд-во АН КазССР, 1971. 136 с. с ил.
53. *Мироненко Ю. П., Пресняков А. А.* Сопротивление деформированию тяжёлых цветных сплавов. Алма-Ата, Изд-во АН КазССР, 1962. 130 с. с ил.
54. *Пресняков А. А.* Пластичность металлических сплавов. Алма-Ата, Изд-во АН КазССР, 1959. 211 с. с ил.
55. *Смирягин А. П., Смирягина Н. А., Белова А. В.* Промышленные цветные металлы и сплавы. Справочник. М., «Металлургия», 1974. 488 с. с ил.
56. *Днестровский Н. З., Померанцев С. Н.* Краткий справочник по обработке цветных металлов. М., Металлургиздат, 1961. 410 с. с ил.
57. Прессование алюминиевых сплавов. М., «Металлургия», 1974. 356 с. с ил. Авт.: Г. Я. Гун, В. И. Яковлев, Б. А. Прудковский и др.
58. *Химушин Ф. Ф.* Жаропрочные стали и сплавы. М., «Металлургия», 1969. 749 с. с ил.
59. Прочность тугоплавких металлов. М., «Металлургия», 1970. 368 с. с ил. Авт.: Г. С. Писаренко, В. А. Борисенко, С. С. Городецкий и др.
60. *Orowan E.* Report MW/F/22/50 Fomging Commitee in the Mech. Working Division, 1950, 68 p.
61. *Cook P. M.* — « Proc. Inst. of Mech. Engineer », 1957, v. 2, p. 75-77.
62. *Суяров Д. И., Шилов В. И., Лель Р. В.* — «Технологические основы рационализации листопрокатного производства». Свердловск, Уральское кн. изд-во, 1966 (Сб. трудов Института металлургии Уральского филиала Академии наук), с. 107-114.
63. *Быков Л. А., Третьяков А. В.* — «Заводская лаборатория», 1966, № 9, с. 1137-1139.
64. *Тюленев Г. Г. Андреюк Л. В.* — «Заводская лаборатория», 1966, № 9, с. 1135-1137.
65. *Bailey, Singer A.* — « J. of Inst. of Metals », 1963-1964, v. 92, № 12, p. 288, 404-408.
66. *Kienzle O., Bühler.* — « Zeitschrift für Metallkunde », 1964, Bd 55, № 11, S. 668-673.
67. *Suzuki* Report of Inst. of Industrial science the University of Tokyo, 1968, v. 18, № 3, p. 139-240.

68. *Выдрин В. Н., Агеев Л. М., Смолин А. П.* — В кн.: Материалы межвузовской конференции по физике и механической прочности. Новокузнецк, 1967, с 127.
69. *Dunstan G., Evans R.* — « Metallurgia », 1969, v. 79, № 479, p. 96-99.
70. *Hockett.* — « J. Applied Polymer Simposia », 1967, № 5, p. 205-255.
71. *Habara Haruo, Nishiyama Vjiro.* — « Bull. University Osaka Prefect », 1968, A17, p. 275-285.
72. *Thomason P., Fogg B., Chisholm A.* Advances Mach. Tool Design and Res. 1968, Part 1. 1969, p. 287-302.
73. *Hyross H., Polakovič A.* — « Strojirenstvi », 1972, v. 22, № 2, p. 114-117.
74. *Галкин А. М., Гарибов Г. С,. Ерманок М. З.* и др. — «Технология лёгких сплавов. М., Изд. ВИЛС, 1973 (ВИЛС, Сб. № 9), с. 58-62.
75. *Галкин А. М., Скугорев В. С., Гун Г. Я.* и др. — «Технология лёгких сплавов»: М., Изд. ВИЛС, 1973 (ВИЛС. Сб. № 10), с. 24-30.
76. *Гун Г. Я., Полухин П. И., Скугорев В. С.* и др. — «Изв. вуз. Чёрная металлургия», 1973, № 11. с. 92-97.
77. *Писаренко Г. С.* — «Проблемы прочности», 1970, № 7, с. 3-8.
78. *Гришков А. И.* — «Обработка давлением специальных сталей и сплавов». М., «Металлургия», 1967 (ЦНИИЧМ. Сб. № 53), с. 58-63.
79. *Дьяков А. П., Ишуткин С. И., Соколов Л. Д.* — «Обработка металлов давлением». Свердловск, Изд. УПИ, 1973 (УПИ. Вып. 1), с. 28-32.
80. *Чижиков Ю. М.* Прокатываемость стали и сплавов. М., Металлургиздат, 1961. 451 с. с ил.
81. *Колмогоров В. Л.* Напряжения. Деформации. Разрушение. М., «Металлургия», 1970. 230 с. с ил.
82. *Чекмарев А. П., Риндер З. А.* — «Прокатное производство». Киев, Изд.-во АН УССР, 1957 (ИЧМ. Сб. №2 ; т. XI), с. 18-32.
83. *Витман В. В., Златин М. А.* — ЖТФ, 1949, № 19, вып. 3, с. 300-326.
84. *Андреюк Л. В., Тюленев Г. Г.* — «Теория и практика металлургии». Челябинск, Южно-Уральское кн. изд-во (НИИМ, Сб. № 11), 1970, с. 101-123.
85. *Андреюк Л. В., Тюленев Г. Г., Гурков А. А.* — «Теория и практика металлургии». Челябинск, Южно-Уральское кн. изд-во, 1967 (НИИМ. Сб. № 9), с. 89-94.
86. *Андреюк Л. В., Тюленев Г. Г.* — «Сталь», 1968, № 3, с, 245-249.
87. *Шилов В. И., Лель Р. В., Суяров Д. И.* — «Исследование процессов пластической обработки металлов». Свердловск, 1971 (Труды Института металлургии Уральского филиала Академии наук СССР. Вып. 23), с. 29-59.

88. *Суяров Д. И., Лель Р. В., Акс В. Ю.* — «Изв. вуз. Цветная металлургия», 1970, № 1, с. 130-135.
89. *Суяров Д. И., Лель Р. В.* — «Изв. АН СССР. Металлы», 1969, № 3, с. 86.
90. Пластическое формоизменение металлов. М., «Металлургия», 1968. 416 с. с ил. Авт.: Г. Я. Гун, П. И. Полухин, В. П. Полухин, Б. А. Прудковский.
91. *Alder I. F., Philips N. A.* — « J. of Inst. of Metals », 1954, v. 83, p. 80-86.
92. *Arnold R. R., Parker R.* — « J. of Inst. of Metals », 1959-60, v. 88, № 2, p. 255-259.
93. *Орлов В. К.* — «Труды» ВНИИМЕТМАШ. Сб. № 18. М., Изд., ВНИИМЕТМАШ, 1966, с. 146-160.
94. *Перлин И. Л., Глебов Ю. П., Ерманок М. З.* — «Цветные металлы», 1964, № 2, с. 62-65.
95. *Савицкий К. В., Загребенникова М. П.* — «Изв. вуз. Физика», 1959, № 6, с. 14-20.
96. *Bühler H., Hoptner H., Löwen J.* — « Bänder-Bleche-Rohre », 1970, Bd 11, № 12, S. 645-649.
97. *Ватрушин Л. С.* — «Цветные металлы», 1971, № 9, с.80-81.
98. *Гун Г. Я., Галкин А. М., Жадкевич М. Л.* — «Технология лёгких сплавов», Изд. ВИЛС, 1972, № 4, с. 69-73.
99. *Филина Т. М., Перлин И. Л., Ерманок М. З.* — «Цветные металлы», 1965, № 7 с. 87-89.
100. *Bühler H., Wagener H.* — « Bänder-Bleche-Rohre », 1965, Bd 6, № 11, S. 625-630; S. 667-668.
101. *Полухин П. И., Миронов О. С., Курбатов В. С.* и др. — «Технология лёгких сплавов», 1969, № 1, с. 80-83.
102. *Каганович А. З., Стукач А. Г., Ерманок М. З.* и др. — «Технология лёгких сплавов», 1971, № 6, с. 41-43.
103. *Галкин А. М., Полухин П. И.* — «Обработка давлением металлов и сплавов», 1971 (ВИЛС), с. 49-55.
104. *Карпинос Д. М., Тучинский Л. И., Горб М. Л.* и др. — «Проблемы прочности», 1972, № 6, с. 28-32.
105. *Матьяж В. А.* — «Кузнечно-штамповочное производство», 1973, № 10, с. 10-12.
106. *Куракин Е. Н., Галкин А. М.* — «Технология лёгких сплавов», 1974, № 5 с. 87-88.
107. *Одинокова Л. П., Баакашвили В. С., Одиноков Ю. И.*, — «Цветные металлы», 1968, № 2, с. 80-81.
108. *Черняк Н. И., Бастун В. Н., Пелепелин В. М.* — «Проблемы прочности», 1972, № 6, 65-67.
109. *Гун Г. Я., Галкин А. М., Малышев В. М.* — «Цветные металлы», 1972, № 11, с. 86.
110. *Галкин А. М., Малышев В. М.* — «Труды ВНИИГознак», № 7, М., изд. ВНИИГознак, 1973, с. 164-169.

111. *Стукач А. Г., Ляшков В. Б., Лакаренко Е. М.* и др. — «Цветные металлы», 1964, № 4, с. 61-65.
112. *Bühler H., Wagener H.* — «Bänder-Bleche-Rohre», 1966, Bd 9, S. 648-658.
113. Свойства и обработка тугоплавких металлов и сплавов. М., ИЛ, 1961, 211 с. с ил.
114. *Полухин П. И., Сафонова Г. Г., Галкин А. М.* и др. — «Пластическая деформация металлов и сплавов». М., «Металлургия», 1974 (Научные труды МИСиС, № 76), с. 160-163.
115. *Выдрин В. Н., Агеев Л. М., Польский В. П.* — «Изв. вуз. Цветная металлургия», 1966, № 3, с. 128-131.
116. *Галкин А. М., Афанасьев В. М., Торгашов И. В.* — «Цветные металлы», 1973, № 1, с. 68-70.
117. *Хомячкова Р. А., Перлин И. Л.* — «Цветные металлы», 1970, № 3, с. 56; 1970, № 8, с. 71-73.
118. *Малышев В. М., Галкин А. М., Румянцев Д. В.* — «Цветные металлы», 1972, № 10, с. 69-70.
119. *Bühler H., Wagener H.* — «Zeitschrift für Metallkunde», 1967, Bd 58, Heft 2, S. 136-144.
120. *Галкин А. М., Полухин П. И., Гун Г. Я.*—«Изв. АН СССР. Металлы», 1971, № 5, с. 117-119.
121. *Гун Г. Я., Полухин П. И.* — «Изв. вуз. Чёрная металлургия», 1971, № 9, с. 63-66.
122. *Готлиб Б. М., Старших В. В.* — «Изв. вуз. Чёрная металлургия», 1972, № 6, с. 77-81.
123. *Гун Г. Я., Галкин А. М., Белевич А. В.* — «Изв. вуз. Чёрная металлургия», 1970, № 1, с. 104-108.
124. *Полухин П. И., Гун Г. Я., Щербель Р. Д., Галкин А. М.* — «Изв. АН СССР. Металлы», 1970, № 2, с. 171-175.
125. *Трыонг Ван Кау, Гун Г. Я., Полухин П. И., Галкин А. М.* — «Изв. вуз, Чёрная металлургия», 1971, № 9, с. 83-86; 1971, № 11, с. 98-101.
126. *Гун Г. Я., Вязмитинов Л. Е., Галкин А. М.* — «Пластическая деформация металлов и сплавов». М., «Металлургия», 1975 (Научные труды МИСиС. № 85), с. 300-305.
127. *Тихонов А. С., Осипов В. Г., Булат С. И.* Деформируемость металлов и бинарных сплавов. М., «Наука», 1971. 131 с. с ил.
128. *Микляев П. Г., Кудряшов В. Г., Клыгин Л. П.* и др. — «Технология лёгких сплавов», Изд. ВИЛС, 1970, № 1, с. 121-122.
129. *Siebel E., Pomp A.* — «Mitteilungen aus dem Kaiser-Wilhelm Institut für Eiesenforschung», 1927, Bd 9, S. 167-171; 1928, Bd 10, S. 55-62.
130. *Penny R.* — «J. Roy. Aeronaut. Soc.», 1967, v. 71, № 684, p. 853-854.

131. *Hamstad M. A., Gillis P. P.* — «Materials Research Standards», 1966, v. 6, № 11, p. 569-573.
132. *Васильев Л. И., Былина А. С. Загребенникова М. П.* — ДАН СССР, 1953, № 5, с. 767-770.
133. *Smith James H.* — «Exp. Mech.», 1969, v. 9, № 11, p. 23-28.
134. *Grabtree E.* — «Metallurgia», 1970, v. 82, № 493, p. 197-199.
135. *Ржаницын А. Р.* Некоторые вопросы механики систем, деформирующихся во времени. — М.-Л., Гостехиздат, 1949, 252 с. с ил.
136. *Корн Г., Корн Т.* Справочник по математике. М., «Наука», 1968, 720 с.
137. *Пустыльник Е. И.* Статистические методы анализа и обработки наблюдений. М., «Наука», 1968. 288 с. с ил.
138. *Большев Л. Н., Смирнов Н. В.* Таблицы математической статистики. М., «Наука», 1965. 464. с. с ил.
139. *Hicks Ch.* Fundamental Concepts in the Design of Experiments. New York, 1963.
140. *Налимов В. В., Чернова М. А.* Статистические методы планирования экстремальных экспериментов, М., «Наука», 1965, 340 с. с ил.

À NOS LECTEURS

Les Editions Mir vous seraient très reconnaissantes de bien vouloir leur communiquer votre opinion sur le contenu de ce livre, sa traduction et sa présentation, ainsi que toute autre suggestion.

Notre adresse :
Editions Mir,
2, Pervi Rijski péréoulok,
Moscou, I-110, GSP, U.R.S.S.

Imprimé en Roumanie